

N° d'Ordre : 8 (1974)

N° CNRS : A O 10 287

THESE

présentée devant l'UNIVERSITE de NANTES

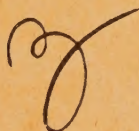
pour obtenir le grade de

DOCTEUR - INGENIEUR

par

Mohamed Ezzeddine ELHADJ SALAH

ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE



CONTRIBUTION A L'ETUDE DU SOUDAGE DU TITANE ET DE SES ALLIAGES :

T-U2 et T-A6V

Soutenue le 20 septembre 1974 devant la Commission d'Examen

M. GOBIN

Président

M. POINTEAU

M. BOUCHY

M. LE MAITRE

} Examineurs

N° d'Ordre : 8 (1974)

N° CNRS : A O 10 287

THESE

présentée devant l'UNIVERSITE de NANTES

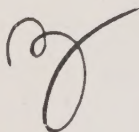
pour obtenir le grade de

DOCTEUR - INGENIEUR

par

Mohamed Ezzeddine ELHADJ SALAH

ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DE MECANIQUE



CONTRIBUTION A L'ETUDE DU SOUDAGE DU TITANE ET DE SES ALLIAGES :

T-U2 et T-A6V

Soutenue le 20 septembre 1974 devant la Commission d'Examen

M. GOBIN Président

M. POINTEAU
M. BOUCHY
M. LE MAITRE

} Examinateurs

UNIVERSITE DE NANTES

Président M. KERNEIS Médecine

Vice-Président M. SPARSEL Pharmacie

LISTE DES ENSEIGNANTS DES DISCIPLINES SCIENTIFIQUES -

Professeurs	M. BRILLOUET	Mathématiques
	M. PAUC	«
	M. PETRESCO	«
	M. RAFFIN	«
	M. PIRONNEAU (ENSM)	Mécanique
	M. RAVILLY (ENSM)	«
	M. TARDY (ENSM)	«
	M. AVIGNON	Physique
	M. BOULLOUD	«
	M. COLLET	«
	M. MINN	«
	M. MEZENCEV (ENSM)	«
	M. MOUTON	«
	M. DUNOYER	Chimie
	M. GRAFF	«
	M. MARTIN	«
	M. PIERI	«
	M. QUINIOU	«
	M. ROUXEL	«
	M. WOJTKOWIAK	«
	Melle DEBRAUX	Biologie
	M. GARRIGUES	«
	Mme LE DOUARIN	«
	M. LE DOUARIN	«
	M. SELLIER	«
	M. CAVET	Sciences de la Terre
Professeurs associés	M. BRARD (ENSM)	Mécanique
Professeurs sans chaire	M. FOUQUES	Mathématiques
	M. IBISCH	«
	M. BARDON	Physique
	M. GOUREAUX	«
	M. LASKAR	«
	M. LE NOUR	«
	Melle OFFRET (ENSM)	«
	M. ROSIER	«

Professeurs sans chaire M. GOBIN (ENSM)

M. TOURNOUX

Chimie

«

M. CHABANEL

Biologie

M. DUPONT

«

M. SAUDRAY

«

M. OTTMANN

Sciences de la Terre

Maîtres de Conférences M. DHOMBRES

Mathématiques

M. DO (ENSM)

«

M. GATESOUE

«

M. GAPAILLARD

«

M. LAMEAU (ENSM)

«

M. LEBORGNE

«

M. PHAN-THE-LAI (Chargé d'Enseignement)

«

M. VOGEL

«

M. DUBIGEON (Chargé d'Enseignement ENSM) Mécanique

M. GUEVEL (ENSM)

«

M. SULMONT (ENSM)

«

M. VAUSSY (Chargé d'Enseignement ENSM)

«

M. VILAINE (ENSM)

«

M. CAILLER (IUT)

Physique

M. LE BIHAN

«

M. LE CORRE (IUT)

«

M. LE MAITRE

«

M. LONCKE

«

M. THOMAS (Chargé d'Enseignement IUT)

«

M. BOUCHY (IUT)

Chimie

M. LE MAITRE (Chargé d'Enseignement IUT)

«

Mme MARTIN

«

M. POINTEAU (ENSM)

«

M. AMOURIQ

Biologie

M. LEBRUN

«

Mme NICOLAS-PRATT

«

M. FORESTIER

Sciences de la Terre

M. NICOLAS

«

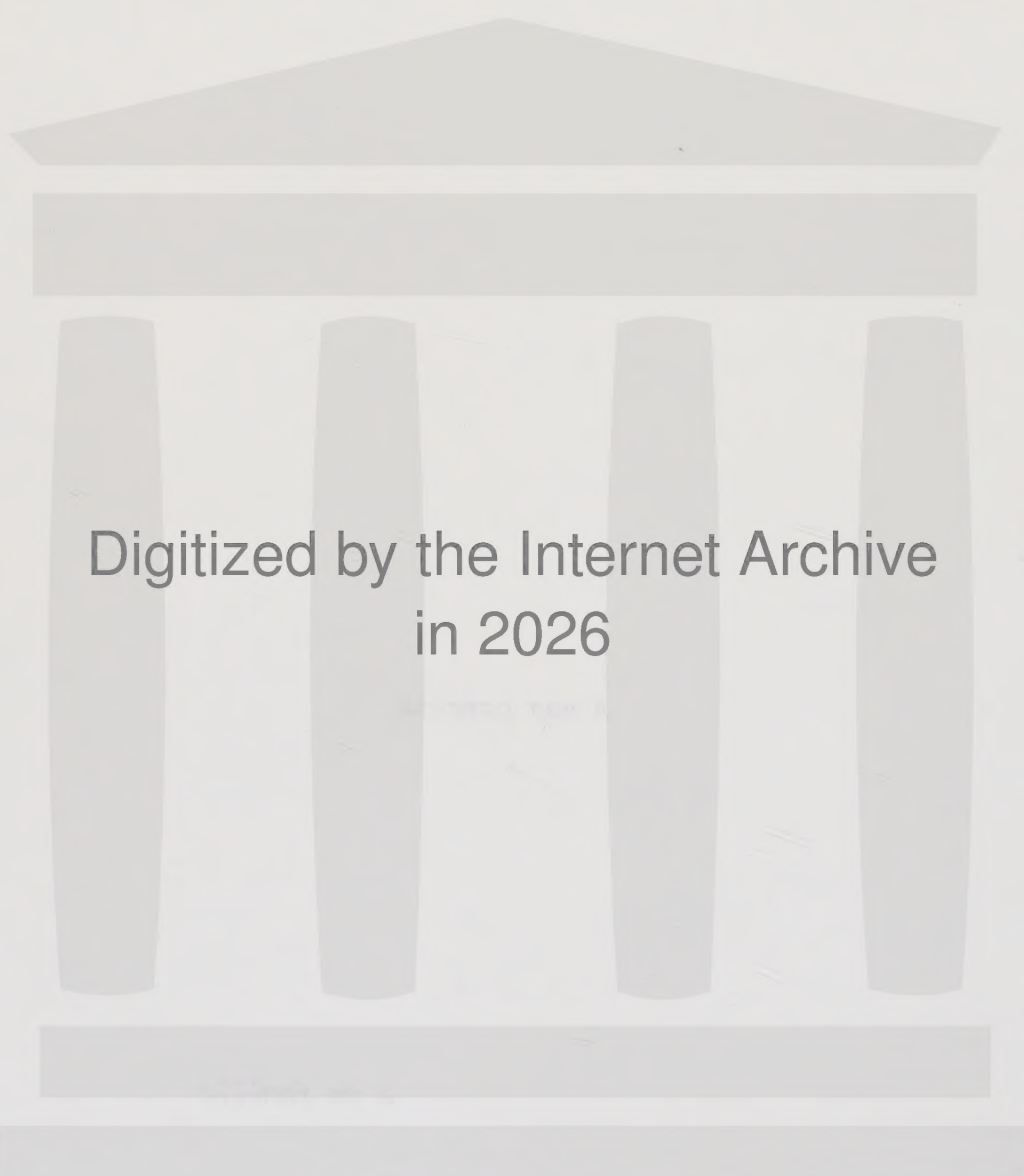
Secrétaire Général : M. LERAY

À mon Maître et ami

F. G O B I N

A mes parents

A ma famille



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41555015_0032

- REMERCIEMENTS -

Nous prions Monsieur F. GOBIN, Directeur du Laboratoire de Métallurgie de l'Ecole Nationale Supérieure de Mécanique de Nantes, de bien vouloir agréer l'expression de notre profonde gratitude pour nous avoir accueillis dans le laboratoire et accepté la présidence de notre Jury.

Nous tenons à remercier Messieurs POINTEAU et BOUCHY, Directeurs respectivement du Laboratoire de Chimie de l'E. N. S. M. et de l'Institut Universitaire de Technologie de Nantes qui ont bien voulu accepter de participer à la Commission d'examen.

Que Monsieur F. LE MAITRE, Directeur du Laboratoire de Métrologie Technologie et Chef de département Génie Mécanique à l'I. U. T. de Nantes, accepte mes remerciements les plus sincères. Ses encouragements, ses conseils précieux et son dévouement à mon égard m'ont été d'un grand secours dans la conduite de cette étude.

Que les personnes qui nous ont aidés par leur contribution ou leurs conseils à entreprendre et développer cette étude trouvent ici notre plus profonde reconnaissance, particulièrement :

- les amis du Laboratoire de Métallurgie de C.E.T.I.M. de Nantes
- Monsieur Hadj Sassi du Centre d'Etudes de Chimie Métallurgique (C.N.R.S.) Vitry sur Seine
- Monsieur Blazy de l'A.T.S. de Tarbes.

Et, nous ne voudrions pas oublier dans ces remerciements, tous les camarades, techniciens, chercheurs et élèves qui nous ont aidés de près ou de loin à la réalisation de cette étude.

- SOMMAIRE -

1 -	INTRODUCTION	7
2 -	CONNAISSANCES ACTUELLES SUR LE SOUDAGE DU Ti ET DE SES ALLIAGES	9
2,1 -	STRUCTURE DU TITANE ET DE SES ALLIAGES	9
2,2 -	SOUDABILITE DU TITANE ET DE SES ALLIAGES	9
2,21 -	Réactivité chimique	9
2,22 -	Effets des impuretés sur le soudage	10
2,23 -	Effets de la nature de l'alliage sur le soudage	22
3 -	METHODES EXPERIMENTALES	26
3,1 -	MOYENS MIS EN OEUVRE	26
3,2 -	MODE DE SOUDAGE	28
3,3 -	PREPARATION DES ECHANTILLONS	28
3,4 -	CONTROLE DES SOUDURES	28
3,5 -	ESSAIS	29
3,6 -	METHODES D'ANALYSE UTILISEES	29
3,61 -	Micrographie optique	29
3,62 -	Microscopie électronique	33
3,63 -	Microsonde de Castaing	33
3,64 -	Microscope à balayage	33
3,65 -	Diffractomètre C.G.R.	33
4 -	MATERIAUX ET RESULTATS	34
4,1 -	MISES AU POINT DES PARAMETRES DE SOUDAGE	34
4,11 -	Soudage du Titane commercialement pur T40	34
4,12 -	Soudage du T-U2	35
4,13 -	Soudage du T-A6V	37
4,2 -	CYCLES THERMIQUES DE SOUDAGE	38

4,3 - PROPRIETES MECANIKES DES JOINTS SOUDES	44
4,31 - Propriétés mécaniques du T40	44
4,32 - Propriétés mécaniques du T-U2	44
4,321 - Métal de base	48
4,322 - Brut de soudage	49
4,323 - Traitements thermiques	54
4,3231 - Traitement de vieillissement	55
4,3232 - Traitement de recuit	58
4,3233 - Traitement de détente	58
4,324 - Conclusion sur le soudage du T-U2	63
4,33 - Propriétés mécaniques du T-A6V	66
4,331 - Métal de base	66
4,332 - Brut de soudage	68
4,333 - Traitements thermiques classiques	71
4,4 - RECHERCHE DE L'AMELIORATION DES PROPRIETES DES JOINTS SOUDES EN T-A6V	82
4,41 - Structure de l'alliage T-A6V	82
4,42 - Problèmes de l'hérédité structurale	85
4,43 - Traitements thermiques	86
4,431 - Etude des traitements thermiques sur échantillons	87
4,432 - Etude des traitements thermiques sur éprouvettes	102
4,433 - Analyse par microsonde	122
4,434 - Etude comparée des traitements B4 et B5 sur métal de base et métal soudé	124
4,435 - Etude des cassures par répliques au microscope électronique et par micros- copie à balayage	135
4,436 - Identification des phases présentes par diffraction des rayons X	139

4,5 - TENUE DU JOINT SOUDE A LA CORROSION SOUS TENSION	144
4,51 - Conditions de travail	144
4,52 - Résultats	146
5 - CONCLUSIONS GENERALES	147
BIBLIOGRAPHIE	149
ANNEXES	153

1 - INTRODUCTION -

Le titane a été découvert en 1790 par l'Anglais Williams GREGOR et obtenu à l'état pur en 1910 par l'Américain HUNTER. Plus de cent ans se sont écoulés entre sa découverte et sa première application industrielle, comme élément d'addition.

En fait, le développement vraiment industriel du titane et de ses alliages ne date que de 1940 à la suite de la mise au point par KROLL d'un procédé d'élaboration économique associé aux progrès importants réalisés à la même époque dans la technique du vide. En effet, en raison de sa grande réactivité chimique à haute température et de son affinité pour la plupart des éléments et des gaz en particulier, toute sa métallurgie est pratiquement conduite à l'abri de l'air jusqu'au stade d'obtention du lingot.

Cette grande réactivité chimique conditionne aussi les procédés de mise en oeuvre (tel que le forgeage, le soudage ...)

Malgré les sujétions qui alourdissent ainsi leur élaboration et leur mise en oeuvre, le titane et ses alliages ont connu ces dernières années un développement très rapide lié à leurs propriétés spécifiques :

- faible densité : 4,5
- résistance massique élevée
- bonne tenue aux milieux corrosifs.

Ces caractéristiques font que le titane et ses alliages sont devenus des matériaux de choix, non seulement pour l'industrie aéronautique et spatiale pour laquelle ils ont été initialement développés mais également pour les industries chimique, électrochimique et mécanique.

Malgré une technologie délicate, le soudage du titane n'offre plus de difficultés majeures en particulier en soudage T.I.G., si ce n'est le problème des contraintes résiduelles.

Si le soudage de certains alliages de titane reste encore labo-

rieux, celui du plus utilisé, à savoir le T-A6V, semble résolu avec une mise au point soignée des paramètres. Toutefois la qualité du joint soudé (zone fondue et zone affectée thermiquement) sur le plan ductilité est difficilement maîtrisable en vertu du phénomène de "l'hérédité structurale" de surchauffe auquel est sujet cet alliage.

Dans une première partie, cette étude présente une mise au point des connaissances actuelles dans le domaine du soudage du titane et de ses alliages, et des méthodes expérimentales utilisées.

Dans la deuxième partie, les différents résultats obtenus en soudage du titane commercialement pur (T40) et des alliages de titane les plus fréquemment utilisés (T-U2 et T-A6V) seront exposés.

De plus, notre étude comporte la recherche de l'amélioration de la ductilité assez faible du joint soudé en T-A6V.

2 - CONNAISSANCES ACTUELLES SUR LE SOUDAGE DU Ti ET DE SES ALLIAGES -

2,1 - STRUCTURE DU TITANE ET DE SES ALLIAGES

2,11 - Structure du titane :

Le titane pur cristallise dans le système hexagonal compact, phase α , à basse température (inférieure à 882°C), avec les paramètres suivants

$$a = 295 \text{ pm} \quad , \quad c = 468 \text{ pm} \quad , \quad \frac{c}{a} = 1,587$$

Porté à une température supérieure à 882°C, il présente une structure à réseau cubique centré, phase β , de paramètre $a = 328,3 \text{ pm}$.

2,12 - Structure des alliages de titane :

Les alliages du titane sont constitués, du point de vue structural, soit par la phase α pure, soit par la phase β pure, et plus fréquemment, par un mélange $\alpha - \beta$.

Les alliages α sont résistants, les alliages β sont plastiques et susceptibles de traitements thermiques.

Différents compromis peuvent être réalisés en faisant varier les proportions des phases dans les mélanges $\alpha - \beta$.

Le tableau de la figure 1 illustre l'influence des divers éléments d'alliage.

2,2 - SOUDABILITE DU TITANE ET DE SES ALLIAGES

Le soudage du titane et de ses alliages est conditionné par trois facteurs importants :

- la réactivité chimique
- les effets des impuretés
- les effets de la nature de l'alliage.

2,21 - Réactivité chimique :

Aux températures de soudage, le titane réagit avec l'oxygène et

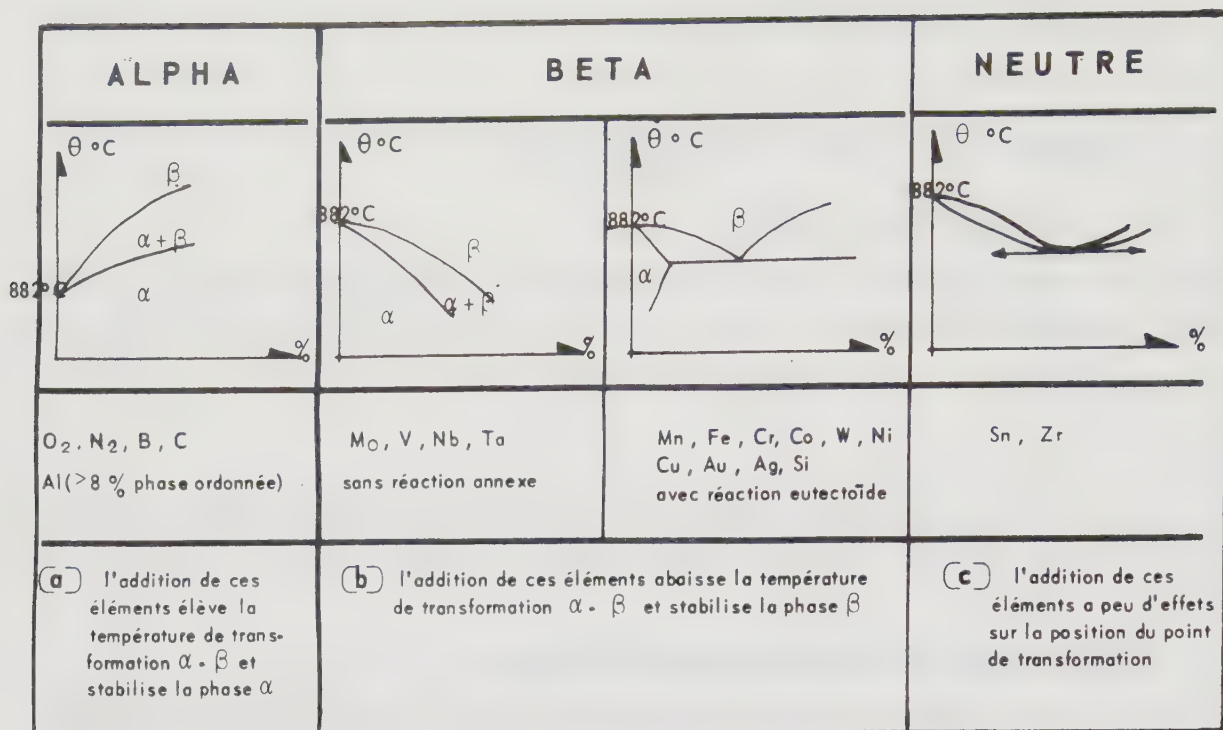


Figure 1 : Influence des divers éléments d'alliages

l'azote de l'air, ainsi qu'avec l'hydrogène provenant de l'humidité, et également avec la plupart des composés inclus dans les enrobages classiques de soudage.

Il en résulte que certains procédés, tels que le soudage à l'arc ordinaire, le soudage à l'hydrogène atomique, le soudage sous CO_2 et les procédés avec flux classiques utilisés pour l'acier, ne peuvent pas être utilisés.

2,22 - Effets des impuretés sur le soudage du titane et de ses alliages :

2,221 - Impuretés des produits commercialisés :

Pratiquement, les produits commercialisés sont livrés avec les garanties concernant les teneurs initiales en impuretés (tableau 1).

2,222 - Impuretés des joints soudés :

a) Carbone :

Le carbone, qui est un élément interstitiel, provient des impuretés

	Teneur garantie inférieure à	Pratiquement
Carbone	0,08 %	0,03 à 0,05 %
Hydrogène	0,015 %	0,005 à 0,008 %
Azote	0,05 %	< 0,01 %
Oxygène	0,2 %	

Tableau 1 : Teneurs en impuretés

du tétrachlorure de titane utilisé pour l'élaboration, et des opérations de soudage mal conduites.

A faible teneur, moins de 0,1 %, il n'est pas nocif, mais avec des teneurs supérieures à 0,15 %, il provoque une augmentation sensible de la dureté.

b) Hydrogène :

L'hydrogène est produit, soit par décomposition de l'humidité de l'atmosphère, soit par l'absorption directe lors d'opérations mal conduites telles que le décapage ou les revêtements électrolytiques par exemple.

La réaction est réversible, et le gaz peut être éliminé par un recuit sous un vide de $5 \cdot 10^{-6}$ torr ; un contrôle très soigné se fait pendant la fabrication pour limiter le taux d'hydrogène à des niveaux inoffensifs, et, en principe, on ne rencontre pas de difficultés à ce sujet avec les matériaux utilisés aujourd'hui.

c) Azote :

L'azote, autre pureté interstitielle, provoque le durcissement du métal et sa fragilisation.

Il est considéré comme impureté indésirable au-delà d'une teneur de 0,10 %. Jusqu'à 800°C, il ne semble pas qu'il se forme de couche superficielle, entre 800°C et 1000°C, une légère couche apparaît. Ce film de

nitruire ne peut pas protéger le métal de l'oxydation, les autres oxydes étant plus stables que le nitruire.

d) Oxygène :

L'oxygène existe initialement dans le métal, car le titane est susceptible de s'enrichir en oxygène lors de sa production en dépit des précautions prises.

L'augmentation de la teneur en oxygène se traduit par un accroissement de la dureté du métal, mais aussi par une perte de ductilité.

L'oxygène forme des solutions d'insertion, c'est pourquoi des teneurs supérieures à 0,2 % sont à proscrire.

L'oxydation, lors du chauffage à l'air du titane, apparaît dès 425°C, et vers 600°C il se forme une couche d'oxyde adhérente. Cette formation de couche est accompagnée d'une mise en solution de l'oxygène avec formation de phase α dure et fragile, qui doit être éliminée ultérieurement.

De nombreuses études ont été entreprises sur les effets des impuretés dans le joint soudé sur la soudabilité du titane et de ses alliages.

Hull {7} estime que l'hydrogène a une concentration excédant 150 ppm, affecte les alliages α aussi bien que les alliages (α - β).

- Dans les alliages α , on observe davantage une diminution de la résistance aux chocs qu'une diminution des allongements en traction.

- Dans les alliages α - β , on observe plus une diminution des allongements qu'une chute de résistance aux chocs. L'absorption d'hydrogène se traduit également dans ces alliages par une fragilisation sous contrainte et une sensibilité à l'entaille dans les essais de longue durée -

Martin {3} examina les propriétés mécaniques des soudures dans des tôles de titane contenant différentes concentrations en oxygène et en azote. Les soudures furent faites dans une chambre remplie d'argon qui fut d'abord vidée sous basse pression. L'auteur conclut qu'une concentration à 0,15 % d'oxygène dans le métal soudé était une limite extrême pour éviter la fragilité, et fixa le maximum de tolérance de l'azote à environ 0,05 %.

Toutefois, le programme de travail entrepris par Martin, et qui comprenait l'examen du métal soudé formé par la fusion de tôles contenant des additions volontaires d'éléments interstitiels (O_2 et N_2), est quelque peu sans rapport avec le procédé où la contamination est introduite par l'atmosphère ambiante.

Une approche plus pratique du problème a été faite par d'autres chercheurs Barrett {4,5} où les soudures en titane commercialement pur furent exécutées en utilisant des atmosphères inertes contenant des concentrations connues en impuretés gazeuses.

Les soudures ont été faites dans un caisson rempli d'hélium contenant une certaine concentration déterminée de gaz contaminateur (O_2 , N_2 et air) {4 et 5}.

Le tableau 2 indique les analyses chimiques et les propriétés mécaniques du titane utilisé.

Lot	Alliages	Analyse		Propriétés mécaniques			
		C	N	Charge de rupture : h bar	Allongement%	Pliage $2 \times c$	HV
A	tôle	0,065	0,068	62,0	22,5	180	200-210
	Métal d'apport	0,022	0,055	69,7	20,0		
B	tôle	0,048	0,018	53,1	23,0	150	160-170
	Métal d'apport	0,048	0,018				

Tableau 2 : Analyses chimiques et propriétés mécaniques du métal utilisé "T60"

Les résultats obtenus {4 et 5} pour les soudures dans des tôles de 12,5 mm d'épaisseur de titane commercialement pur "T60", sont indiqués dans le tableau 3.

Atmosphère	% N ₂ dans la soudure	HV maxi	angle de pliage 2 × épaisseur	Charge de rupture hbar	Elongation % sur 50 mm	Fissures dans	Tôle
Pure He	0,007	195	180	53,5	18,5	Métal de base	B
0,25 % O ₂	•	246	180*	52,1	18,5	• • •	
0,50 % O ₂	•	265	160*	51,2	17,0	• • •	
1,00 % O ₂	•	340	30*	55,4	10,5	Cordon de soudure	
0,25 % N ₂	0,089	287	180*	52,1	16,5	Métal de base	
0,50 % N ₂	0,172	303	145*	53,6	15,5	• • •	
1,00 % N ₂	0,270	370	40*	54,6	6,0	Cordon de soudure	
0,25 % air	•	285	120*	59,9	21,5	Métal de base	A
0,50 % air	•	266	105*	59,2	20,5	• • •	
1,00 % air	•	306	75*	59,7	21,5	• • •	

* = fissures dues au pliage

Tableau 3 : Caractéristiques mécaniques du joint soudé

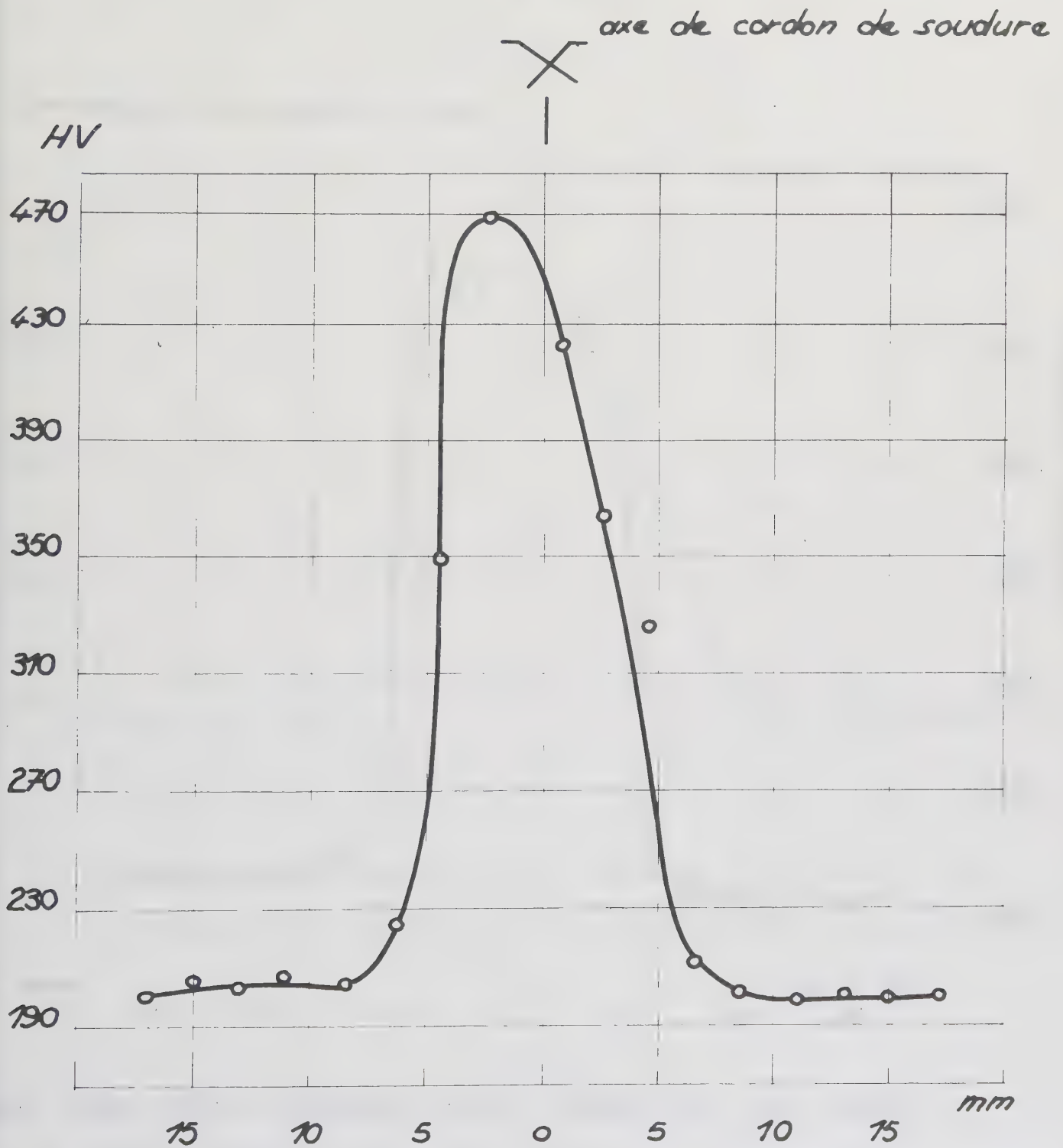
Les soudures ont été réalisées sur deux coulées d'alliages A et B, ce qui explique la différence entre leurs charges de rupture.

L'auteur {4} trouva un gradient excessif de contamination dans la zone affectée thermiquement. Ainsi les essais de dureté d'une soudure sous hélium à 10 % d'azote indiquèrent des duretés sur les aiguilles α primaires (voir 4,431) de 933 HV dans une matrice plus douce α transformée de 383 HV.

Des fissures se produisaient aussi dans ces soudures et leur propagation était en relation directe avec les aiguilles primaires α ; le cordon de soudure avait, d'après l'auteur {4}, un grand pourcentage d'azote ou d'oxygène ou d'air par rapport au métal de base.

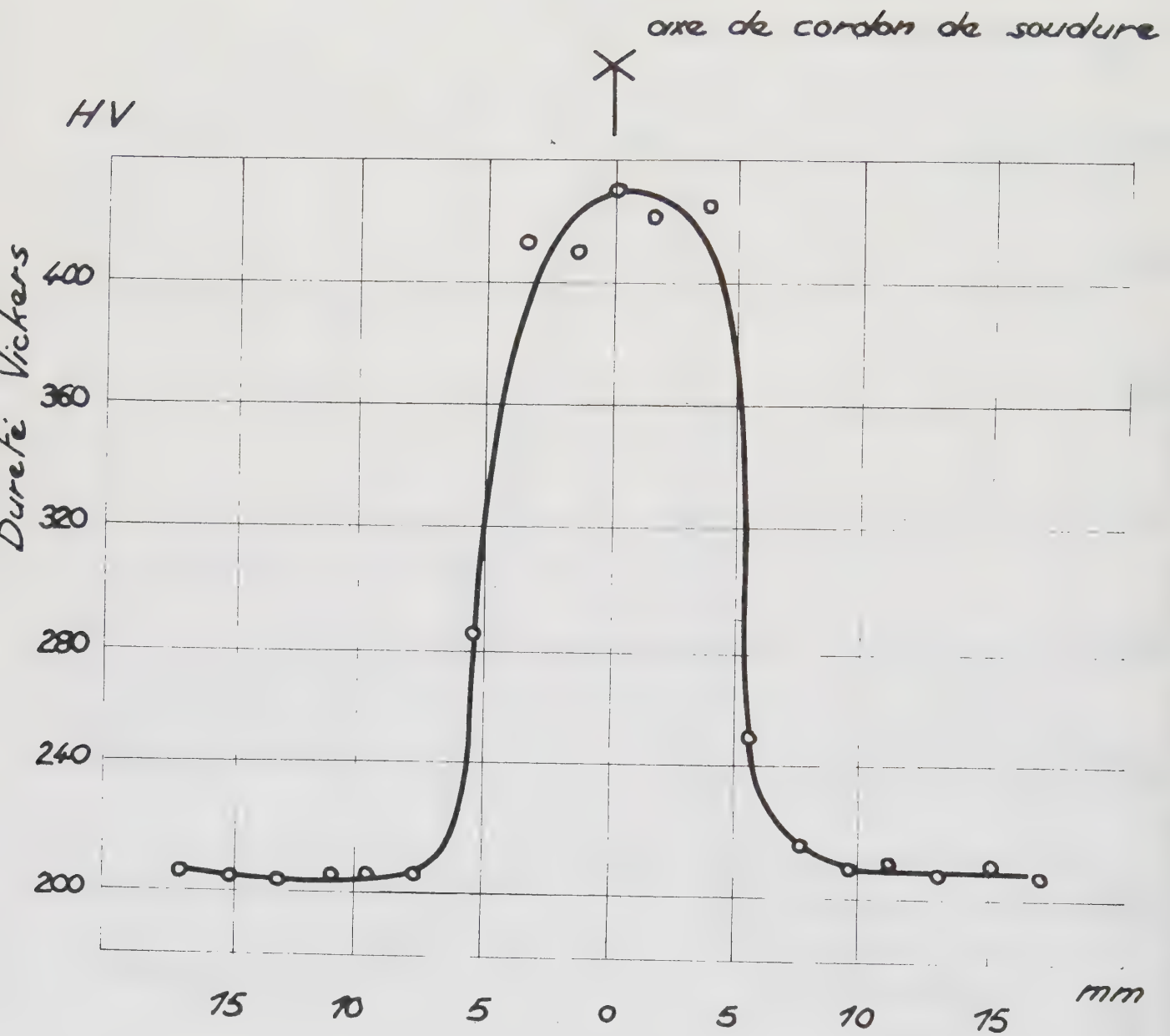
Les courbes, figures 2, 3 et 4 {4} montrent les études de la dureté des soudures faites respectivement dans une atmosphère de 10 % O₂ et 90 % d'hélium, de 10 % d'azote et 90 % d'hélium et d'hélium saturé avec de la vapeur d'eau, on remarquera la forte contamination des cordons de soudure et des zones affectées thermiquement. On peut comparer ces courbes à celle de la figure 5 montrant la dureté d'une soudure sans trace d'oxydation faite dans une atmosphère sèche d'hélium.

Fig. 2



Relevé de dureté d'une soudure faite dans une
atmosphère de 10% O₂ et 90% d'hélium
en T 60

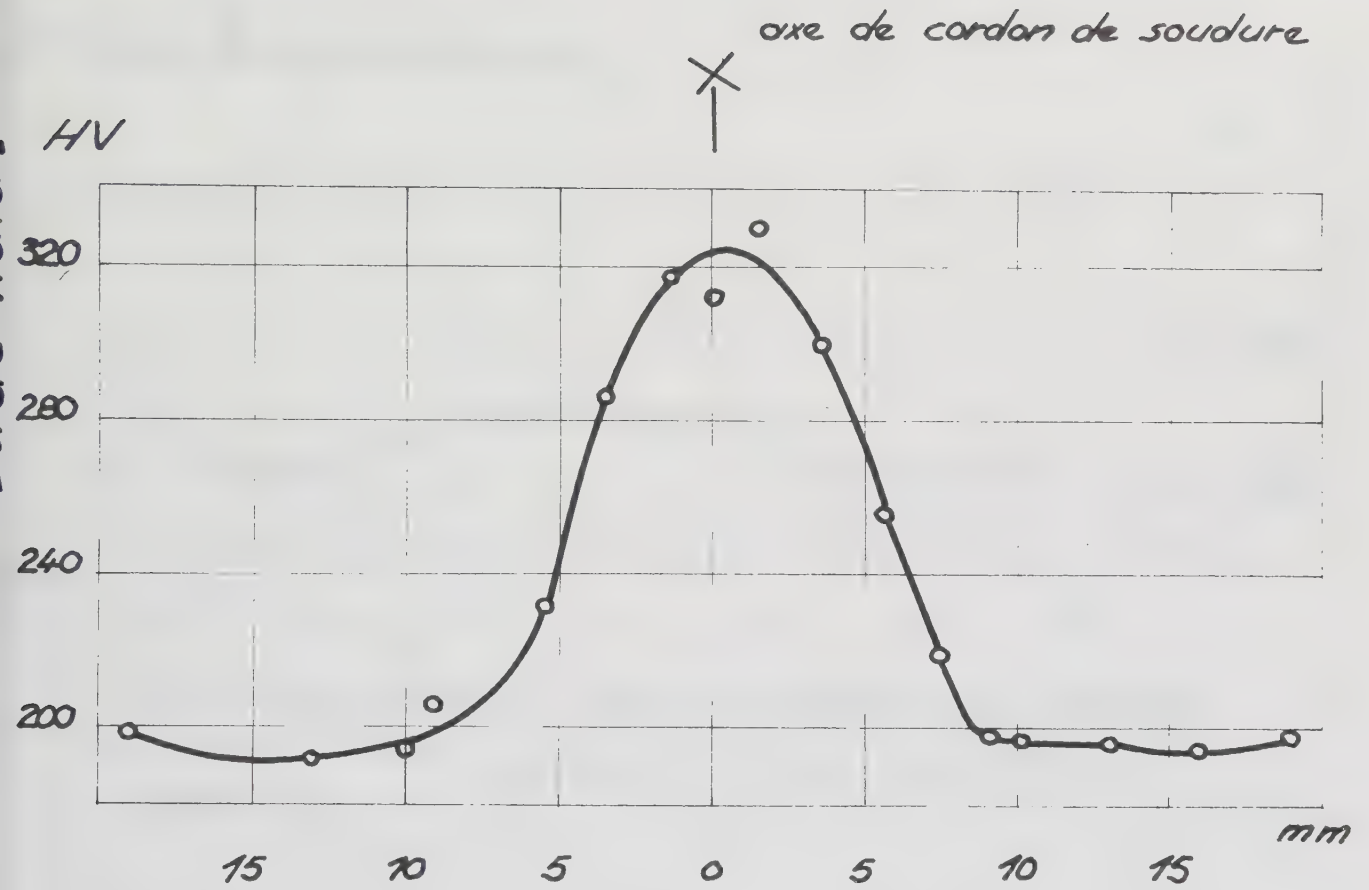
Fig. 3



Etude de la dureté d'une soudure faite dans une
atmosphère de 10% d'azote et 90% d'hélium

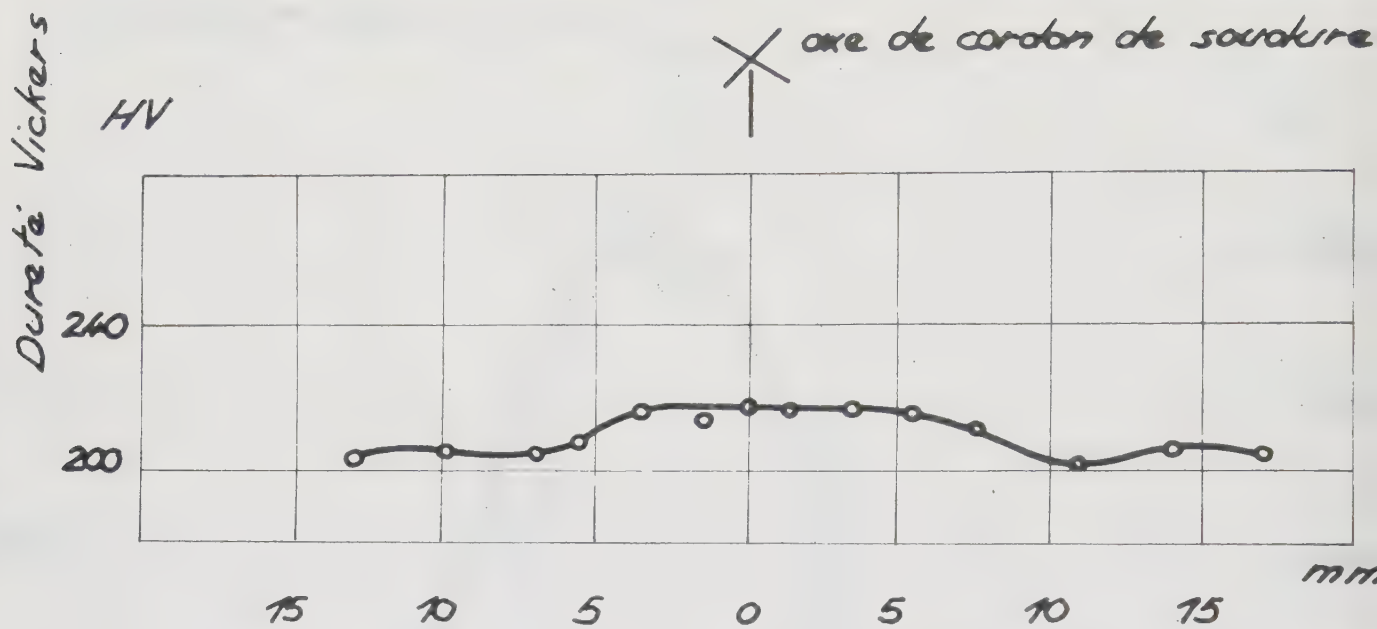
en T 60

Fig. 4



Etude de la dureté d'une soudure faite dans une
atmosphère d'hélium saturé avec de la vapeur d'eau
en T60

Fig. 5



Etude de la dureté d'une soudure dans une
atmosphère sèche d'hélium
en T60

La figure 6 illustre les différences de dureté entre une soudure en titane sur tôle de 12,5 mm d'épaisseur, en utilisant une préparation en V à 90° et une atmosphère d'hélium pur et une soudure identique mais exécutée avec une atmosphère d'hélium à 0,25 % d'oxygène.

L'auteur {4} n'avait pas procédé au nettoyage du cordon de soudure entre les passes nettoyage inutile dans le cas de soudure saine, mais nécessaire dans le cas d'oxydation légère et superficielle.

La protection de la première passe ne fut pas efficace, ce qui a entraîné des duretés élevées aux premières couches de soudure.

Le pourcentage de contamination, très élevé dans les dernières passes, s'explique peut-être par l'absorption du gaz à partir de la couche du cordon de soudure qui précède.

Mac Quillan {9} a fait quelques commentaires sur la possibilité d'une dispersion non uniforme des impuretés interstitielles à l'intérieur de la soudure.

Ceci serait dû à la plus grande solubilité de l'oxygène et de l'azote dans la phase α que dans la phase β et la phase liquide.

Il suggère que puisque les trois phases (α , β et liquide) existent pendant le soudage, une redistribution des impuretés peut se produire pendant la solidification résultant des différences de solubilité et en donnant naissance à des zones localisées de concentrations interstitielles élevées.

Il est clair, à partir de ce travail, que pour obtenir un métal soudé de ductilité maximale dans des plaques minces, l'atmosphère inerte autour de la soudure doit être maintenue dans un degré de pureté élevé.

La figure 7 nous montre l'effet de l'azote et l'oxygène contenus dans l'atmosphère de soudage sur la dureté de la soudure. Ce qui donne le pourcentage limite de contamination toléré :

HV

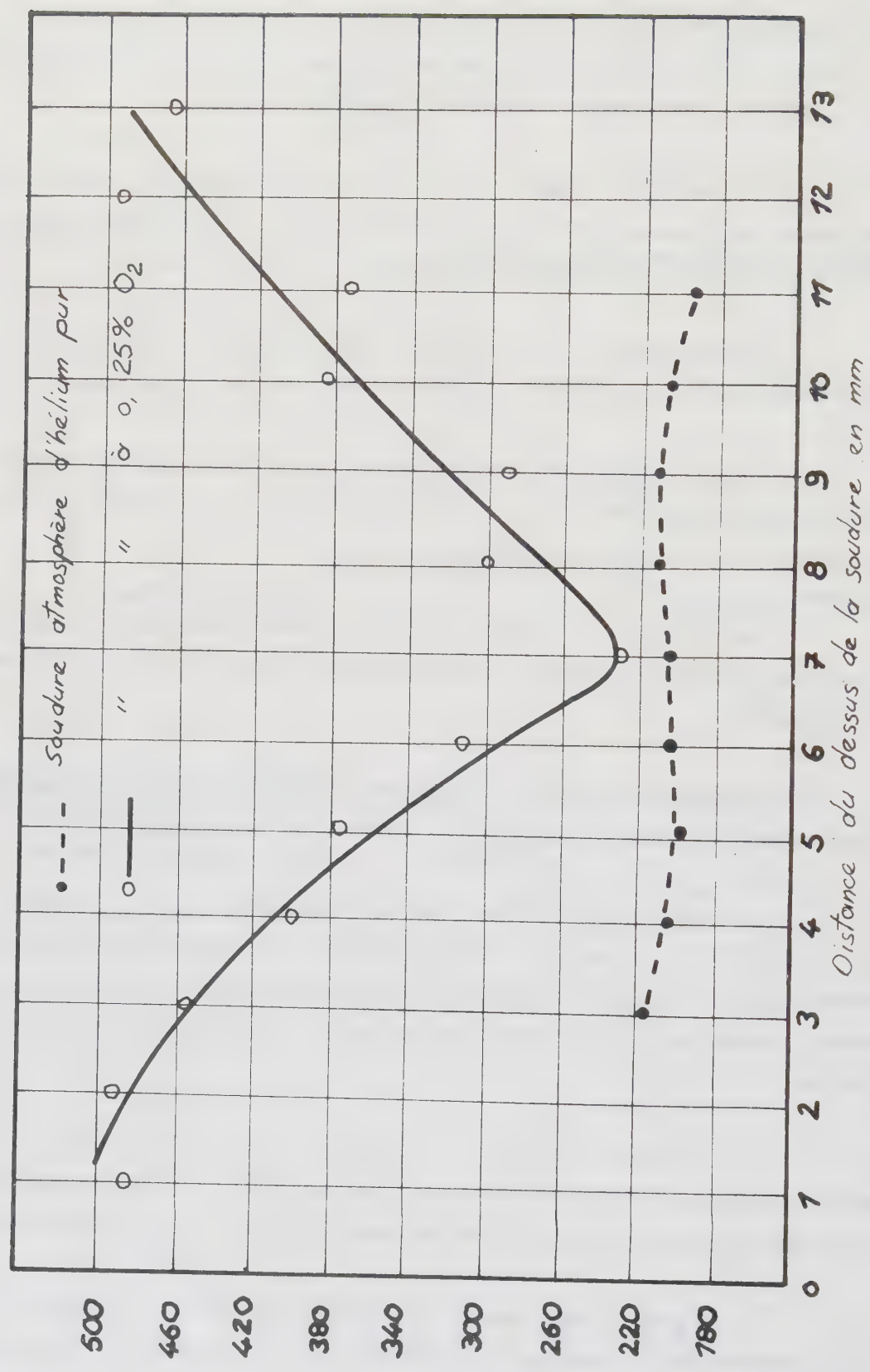


Fig. 6

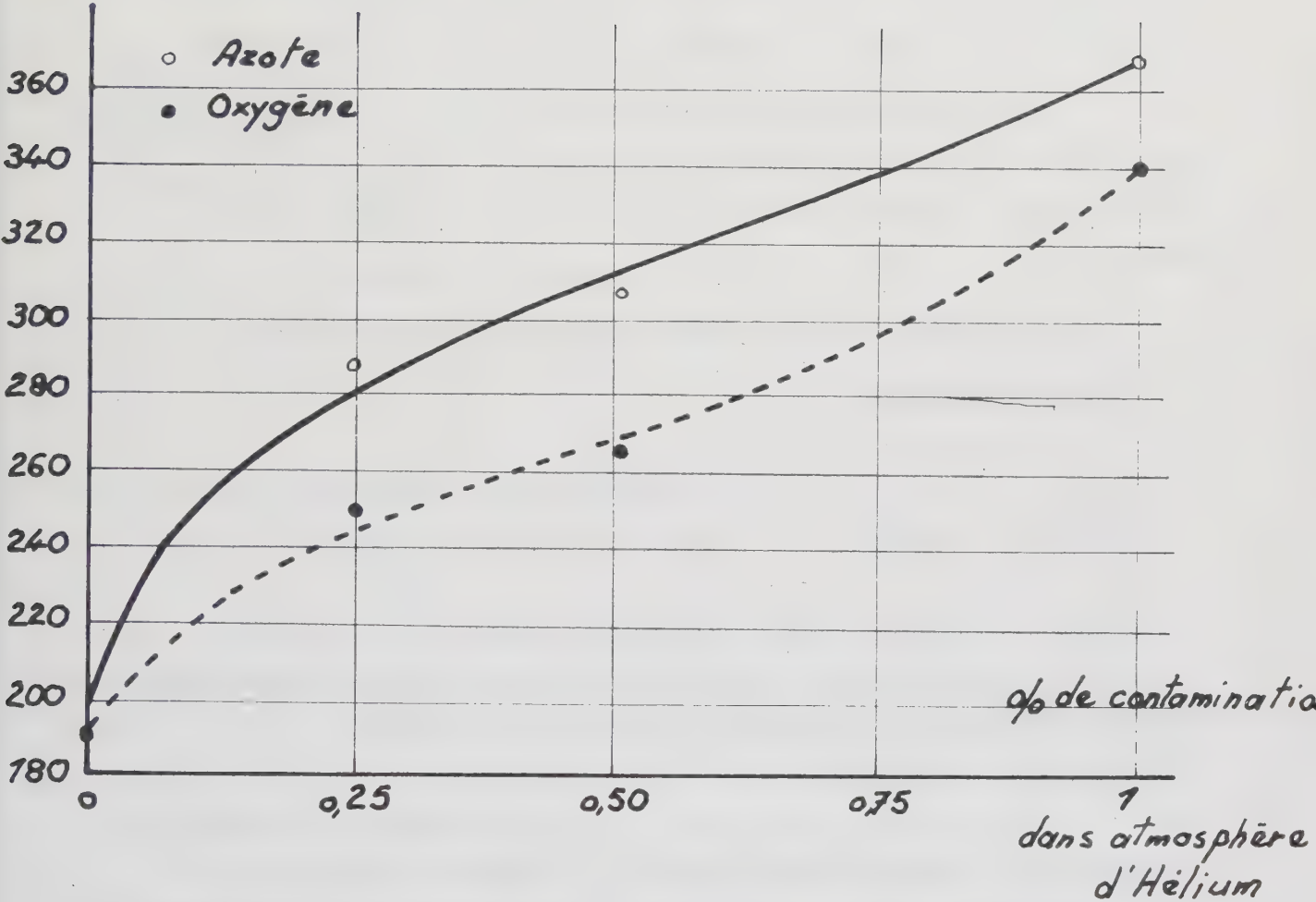
Dureté transversale sur une soudure de 12,5 mm en Titane épais en T80

Fig. 7

Dureté Vickers

HV

○ Azote
● Oxygène



Effet de l'azote et de l'oxygène contenus dans l'atmosphère de soudage sur la dureté de la soudure

T 60

- 0,05 pour l'azote
- 0,12 pour l'oxygène.

Conclusion sur les effets des impuretés dans le joint soudé :

Le minimum de pureté d'argon, pour éviter toute contamination d'une soudure de titane est de 99,95 % avec moins de 500 ppm d'azote et 10 ppm d'oxygène.

Des variations très faibles existent entre les différentes opinions, en ce qui concerne les limites maximales d'oxygène et d'azote dans le joint soudé avant que la ductilité commence à se détériorer d'une façon notable.

Les valeurs les plus hautes qui furent estimées sont :

- 0,3 % d'oxygène
 - 0,15 % d'azote,
- si l'on se souvient que le métal de base peut contenir jusqu'à :
- 0,2 % d'oxygène
 - 0,05 % d'azote.

En fait, il n'y a pas de marge tolérable de pourcentage d'oxygène et d'azote sans quelques risques de fragilisation.

Par ailleurs, il faut noter que la réaction de l'oxygène et de l'azote avec le titane est irréversible, inconvénient qui n'existe pas avec l'hydrogène ; ces gaz ne peuvent être supprimés, ni par un traitement sous vide, ni par aucun autre moyen, sauf celui consistant à recommencer l'élaboration de l'alliage.

2,23 - Les effets de la nature de l'alliage sur la soudabilité :

Le troisième facteur qui conditionne le soudage du titane et de ses alliages, est l'influence de la nature de l'alliage.

2,231 - Titane commercialement pur :

Les différents grades de titane commercialement pur peuvent être

considérés comme des alliages ternaires : Titane - Oxygène - Azote - avec une résistance et une ductilité dépendant de la concentration des deux éléments interstitiels présents.

La bonne soudabilité du titane commercialement pur est donc fonction de la concentration en oxygène et en azote.

Le carbone et l'hydrogène sont présents en teneur très faible (tableau 1) et n'ont pas d'effets néfastes sur la soudabilité et les propriétés des joints.

2,232 - Alliages α :

Par leur constitution même, les alliages α ne sont pas destinés à subir des traitements thermiques, la phase β étant éminemment instable et ne pouvant être retenue par trempe.

De plus, ces alliages, sous l'effet de chauffages même prolongés aux températures élevées, ne subissent aucune transformation structurale néfaste ; ils sont stables thermiquement.

Ces alliages présentent donc une très bonne aptitude au soudage ; leurs propriétés mécaniques ne sont affectées que très faiblement par le soudage à condition bien sûr, d'avoir une bonne protection de la soudure.

2,233 - Alliages $\alpha - \beta$:

On classe les alliages $\alpha - \beta$ en deux groupes selon les éléments d'alliages présents :

a) Alliages $\alpha - \beta$ binaires :

De nombreuses études expérimentales {14}, {15}, {16}, {17} et {18} ont été conduites sur la soudabilité des alliages binaires $\alpha - \beta$ contenant différentes quantités d'éléments de transition (fer, chrome, manganèse, molybdène et vanadium).

Les critères de bonne soudabilité étaient la dureté, la ductilité et la résilience.

Il ressort de ces travaux que :

- Les alliages $\alpha - \beta$ à faible teneur en élément bêtagène (tel que : moins de 3 % de chrome, manganèse, fer, molybdène ou 5 % de vanadium) sont soudables ; mais leur ductilité est diminuée.

- Les alliages $\alpha - \beta$ à teneurs intermédiaires en élément bêtagène (4 à 8 % de chrome, manganèse, fer, molybdène et 5 à 8 % de vanadium) ne sont pas soudables.

En effet, ces alliages perdent toute leur ductilité et deviennent très fragiles :

b) Alliages $\alpha - \beta$ ternaires :

Les alliages $\alpha - \beta$ ternaires contiennent en général de l'aluminium en addition à des éléments de transition. Les additions d'aluminium furent réduites à 4 % [15], afin d'avoir un effet bénéfique sur la résistance du métal de base et du métal soudé.

2,234 - Alliages β :

Les alliages à forte teneur en élément bêtagène (> 8 %) présentent une soudabilité satisfaisante bien qu'une certaine fragilisation puisse intervenir dans certains cas.

2,3 - PRINCIPAUX TYPES D'ALLIAGES DE TITANE

Le tableau 3 bis donne les principaux alliages de titane utilisés actuellement.

Tableau 3 bis {38}

ALLIAGES		Type	AVANTAGES	INCONVENIENTS
Composition (poids %)				
5 Al - 2,5 Sn 8 Al 1 Mo 1 V (★) 5 Al 5 Sn 5 Zr 7 Al 12 Zr		alpha	- Bonne stabilité sous contrainte à chaud et tenue au fluage jusque vers 650° C. - Résistant à l'oxydation à chaud jusque vers 1 100° C (forgeage). - Emploi aux basses températures. - Bonne soudabilité	- Ductilité au pliage inférieure à celle des $\alpha - \beta$ et considérablement plus faible que celle des β métastables. - Demandent plus de puissance pour la transformation à chaud. - Ne répondent pas (ou très légèrement) aux traitements thermiques.
6 Al - 4 V 4 Al 3 Mo 1 V 7 Al 4 Mo 6 Al 6 V 2 Sn (Fe,Cu) 8 Al 10 V 5 Al 3 Cr 1 Fe 4 Al 4 Mn		faiblement stabilisés  fortement stabilisés	- Caractéristiques mécaniques élevées par traitements thermiques. - Assez bonne ductilité, y compris au pliage. - Bonne stabilité sous contrainte à chaud jusque vers 500° C - Assez bonne résistance à l'oxydation.	- Soudabilité fonction de la nuance et du procédé de soudage. Ductilité des soudures inférieures à celle des alliages alpha. - Trempabilité limitée. - Ductilité au pliage inférieure à celle des $\alpha - \beta$ fortement stabilisés. - Fin de laminage ou forgeage dans le domaine $\alpha - \beta$.
16 V - 2,5 Al 2 Fe 2 Cr 2 Mo 8 Mn 1 Al 8 V 5 Fe 13 V - 11 Cr - 3 Al			- Excellentes ductilités et résistances moyennes à l'état trempé. - Peuvent être traités à très hautes résistances, éventuellement après conformation à froid. - Soudabilité généralement bonne. Les soudures répondent également aux traitements thermiques. - Trempabilité élevée.	- Assez mauvaises tenues à l'oxydation et au fluage. - Faible stabilité à chaud sous contrainte (température maximale d'emploi : environ 350° C)

(★) répond très légèrement aux traitements thermiques.

(★) répond très légèrement aux traitements thermiques.

3 - METHODES EXPERIMENTALES -

3,1 - MOYENS MIS EN OEUVRE

3,11 - D'un poste de soudure de courant continu :

Ses caractéristiques sont :

- tension d'amorçage 65 volts
- réglage de l'intensité de 35 à 300 ampères
- intensité de court-circuit 320 ampères.

3,12 - D'un dispositif de protection fabriqué aux ateliers de mécanique de l'E.N.S.M. :

Ce dispositif de protection a pour but essentiel et très important de protéger les soudures de toutes entrées d'air.

Il est principalement constitué par :

- Un traînard relié à la torche afin d'assurer sans discontinuité une protection d'argon "U", composition volumique :

- O_2 < 5ppm
- H_2O < 5ppm
- N_2 < 40ppm
- A > 99,995

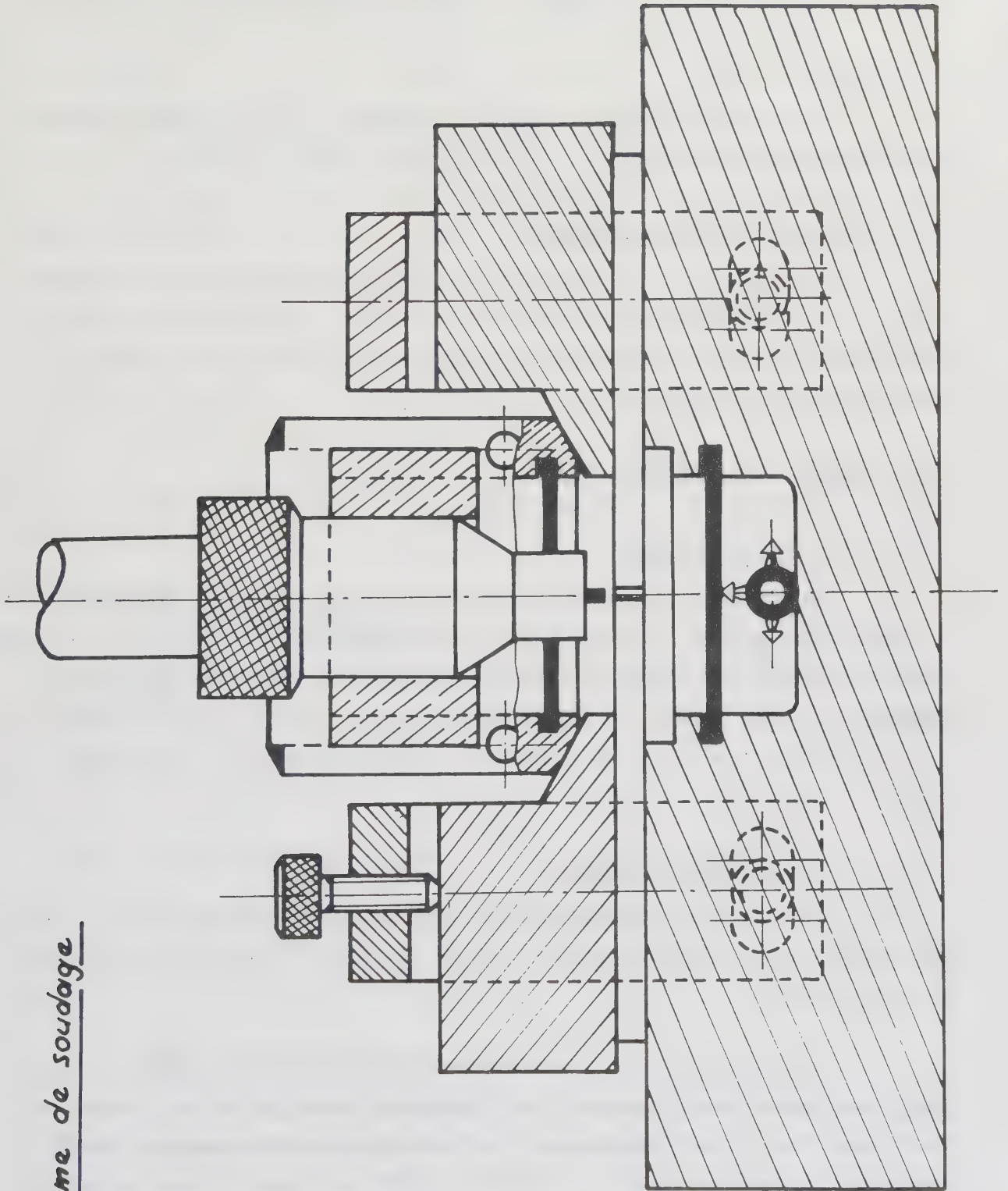
au cours du refroidissement de la soudure.

Ce traînard se déplace sur un V de guide avec possibilité de réglage en hauteur de la torche.

- Une protection d'argon "U" à l'envers de la soudure réalisée à l'aide d'une plaque de bronze poreux, afin d'éviter les turbulences pouvant entraîner de l'air - la protection est réalisée sur toute la longueur du cordon de soudure (figure 7 bis et annexes 1 et 2).

- Un ensemble comprenant des bouteilles et des détendeurs d'argon.

Fig. 7 bis



Système de soudage

- Un chariot automoteur réglable entraînant d'une façon continue et régulière le traînard et la torche.

3,2 - MODE DE SOUDAGE

Le soudage s'effectue selon le procédé "T.I.G." en semi-automatique sans métal d'apport.

3,3 - PREPARATION DES ECHANTILLONS

La préparation soignée des pièces à souder est, pour une large part, un facteur important de la qualité du joint. Les bords des tôles ont été ajustés à la lime et terminés à la toile émeri "400". Les rives des tôles ont été bien ajustées.

3,4 - CONTROLE DES SOUDURES

3,41 - Contrôle visuel :

Le contrôle visuel des soudures du titane est très important, car il permet de vérifier s'il n'y a pas de contamination. La couleur de la soudure peut donner une première indication. Le métal doit être brillant et argenté. S'il est bleuté, la contamination est en général superficielle ; si la couleur est grisâtre ou jaunâtre, la contamination est trop importante.

3,42 - Contrôle par rayons X :

Un contrôle systématique par rayons X a été pratiqué sur toutes les soudures, afin de déceler les soufflures, les inclusions, les collages ou les fissures.

Nous avons remarqué au début de nos travaux la présence de quelques soufflures dues à une sorte de turbulence très légère de l'argon, défauts que nous avons éliminés par l'utilisation du bronze poreux, la réduction de la distance pièce à souder - plaque de bronze poreux et surtout le débit bien choisi de l'argon (juste le nécessaire à la protection de la soudure).

Il est à noter que la radiographie du titane donne des films a-

yant une définition légèrement moins bonne que dans le cas des autres métaux, mais très suffisante pour déceler les défauts de la soudure.

3,5 - ESSAIS

3,51 - Essais de dureté et de pliage :

Un essai de dureté et un essai de pliage sont nécessaires pour juger la qualité de la soudure, car la contamination peut ne pas être visible et la soudure peut être fragile.

Pour ces deux essais, nous avons utilisé la même éprouvette (pour des raisons d'économie) de dimension : 80 x 20 x 2 mm.

On commence par faire la filiation de dureté sur le champ de l'éprouvette soudée figure 8. Puis on fait l'essai de pliage suivant la norme AFNOR "NF A 03-157".

3,52 - Essais de traction :

Les essais de traction sont conformes à la norme AFNOR "NF A 03-151" figure 9.

3,6 - METHODES D'ANALYSE UTILISEES

3,61 - Micrographies optiques :

En vue d'observations micrographiques, les échantillons étaient enrobés puis polis mécaniquement jusqu'au grain 600 ensuite polis électrolytiquement et enfin attaqués chimiquement.

3,611 - Polissage mécanique :

Tous les échantillons étaient polis mécaniquement jusqu'aux grains 600, puis au diamant avec de la pâte à 7 μ m puis à 2 μ m.

3,612 - Polissage électrolytique :

Le polissage final était effectué sur le disa-électropol adapté à nos échantillons du fait des dimensions : 2 x 30 mm. Figure 10.

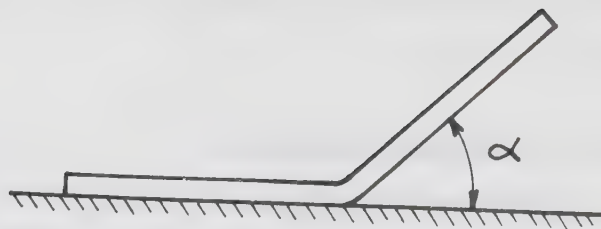
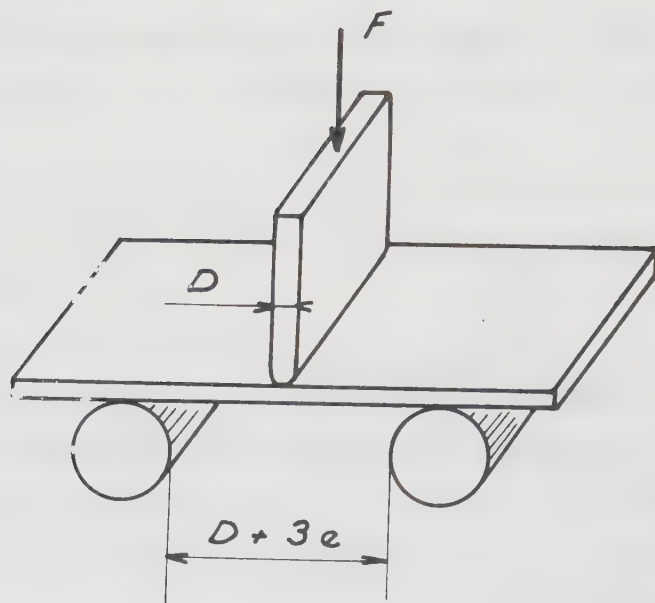
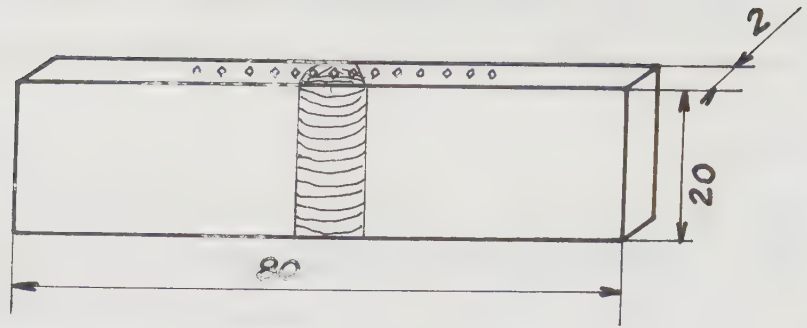


Figure 8 : Eprouvette de pliage

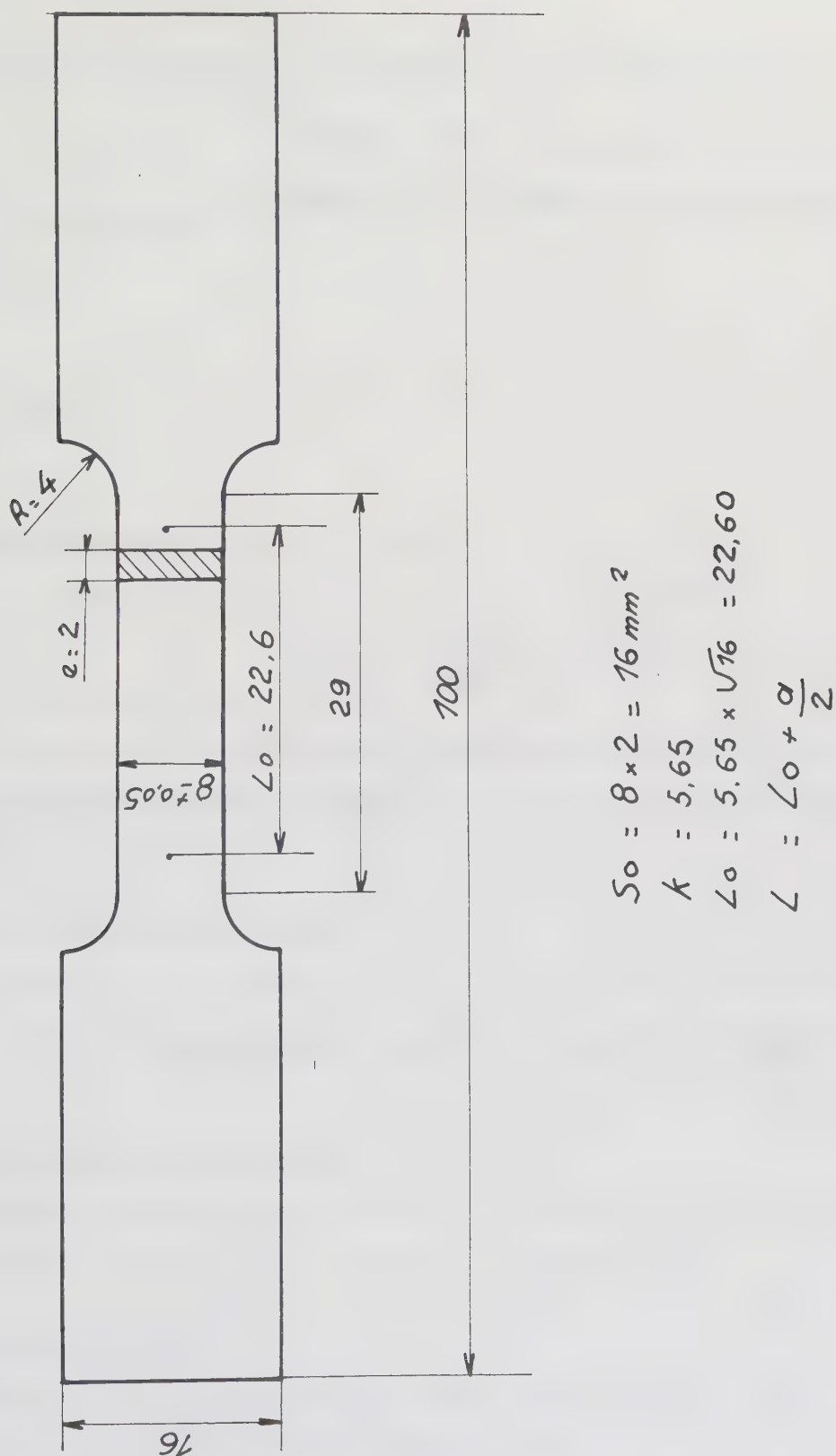


Figure 9 : Eprouvette de traction utilisée

L'électrolyte étant le bain A_3 , les paramètres utilisés sont :

- temps de polissage = 15 à 20 secondes
- intensité de polissage = 1,2 à 2 ampères.

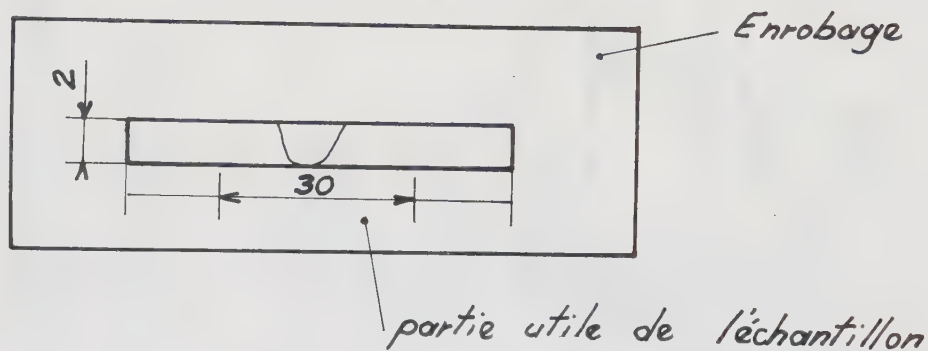


Figure 10 : Echantillon utilisé en micrographie

3,613 - Attaque chimique :

a) Pour le T40 et le T-U2, nous avons utilisé le réactif de Kroll dont la composition est la suivante :

- acide nitrique 3 %
- acide fluorhydrique 2 %
- eau distillée 95 %.

b) Pour le T-A6V, nous avons utilisé un réactif à l'acide lactique dont la composition est la suivante :

- acide lactique 6 ml
- acide fluorhydrique 4 ml
- eau distillée 200 ml.

3,62 - La microscopie électronique :

Les observations en microscopie électronique ont été réalisées par réplique au carbone sur : un microscope électronique JEM 7 de résolution 2,5 Å et de tension d'accélération 100 keV.

3,63 - La microsonde de Castaing :

Les analyses des compositions chimiques des divers constituants ont été réalisées sur une microsonde MS 46 CAMECA de tension d'accélération 5 à 40 keV.

3,64 - Le microscope à balayage :

L'examen des cassures des éprouvettes de traction a été effectué sur un microscope à balayage JMS II de résolution égale à 200 Å.

3,65 - Le diffractomètre :

Les phases en présence étaient mises en évidence par la diffraction des rayons X à l'aide d'un diffractomètre C.G.R.

4 - MATERIAUX ET RESULTATS -

4,1 - MISES AU POINT DES PARAMETRES DE SOUDAGE

4,11 - Soudage du titane commercialement pur T40 :

Les soudures du titane commercialement pur ont été faites sur du T40 "IMI 125" d'épaisseurs : 2 mm, 3 mm et 5 mm.

Les pièces ont été tirées d'une tôle d'épaisseur 6 mm : nous avons fraisé ces pièces pour avoir des pièces de 2 mm, 3 mm et 5 mm d'épaisseur.

4,111 - Paramètres de soudage du T40 :

Le tableau 4 indique les paramètres de soudage du titane commercialement pur T40.

épaisseur en mm	Débit d'argon l/mn Argon U			Intensité Ampères	Tension Volts	Vitesse de soudage cm/mn	Observations
	torche électrode W ϕ 1,5 mm	trainard	envers				
2	10	19	10	80	9,5	20	- une seule passe - bon aspect de la soudure - brillant métallisé - bonne pénétration
3	10	24	10	122	10,3	20	- une seule passe - mauvaise pénétration
				122	10,3	20	- deux passes (envers, endroit) - bonne pénétration
5	10	24	10	135	10,5	20	- deux passes (envers, endroit) - bonne pénétration - excellente soudure

Tableau 4 : Paramètres de soudage du T40.

4,112 - Conclusions :

- Les conditions en débit d'argon peuvent être diminuées de l'ordre de 20 % sans pour autant entraîner des traces d'oxydation.

Soit un débit de :

- 8 l/mn pour la torche

- 15 l/mn pour le trainard

- 8 l/mn pour l'envers de la soudure, et ceci pour les pièces de 2 mm d'épaisseur.

- Aucun chanfrein n'a été réalisé pour les trois épaisseurs 2, 3 et 5 mm.

- Il est à noter que pour le procédé "T.I.G." sans métal d'apport, la tôle d'épaisseur 2 ou 2,5 mm est une limite pour le soudage en une seule passe.

A partir de 3 mm, il est nécessaire d'avoir recours au métal d'apport et à une préparation des pièces par chanfreinage des bords à souder.

- Il faut remarquer, compte tenu de nos essais, et en respectant les paramètres de soudage que nous n'avons pas eu de difficultés à souder du T40.

Sur toutes les soudures, aucune coloration signalant une oxydation n'a été décelée, ni aucune fissuration.

4,12 - Soudage du T-U2 :

4,121 - Les paramètres de soudage :

Le tableau 5 indique les paramètres de soudage du T-U2 d'épaisseur $e = 2$ mm.

4,122 - Conclusions :

- Pour déterminer les paramètres de soudage optimal, nous avons choisi une vitesse de soudage moyenne $v = 20$ cm/mn et nous avons fait varier

Débit d'argon l/mn Argon U			Intensité A	Tension V	Vitesse de soudage cm/mn	Observations
torche électrode W ϕ 1,5 mm	traînard	envers				
10	19	15	98	10	20	- une passe endroit - bon aspect de la soudure brillant métallisé - forte pénétration
10	19	15	89	9,8	20	- une seule passe - encore forte pénétration
10	19	10	85	9,5	20	- une seule passe - pénétration encore importante
10	18	10	80	9,5	20	- une seule passe - bonne pénétration - bon aspect de la soudure brillant métallisé

Tableau 5 : Paramètres de soudage du T-U2.

l'intensité de 98 à 80 ampères comme l'indique le tableau 5.

- Le débit d'argon a été choisi afin d'éviter toute turbulence en considérant l'aspect économique :

- 10 l/mn pour la torche
- 18 l/mn pour le traînard
- 10 l/mn pour l'envers

et cela pour les paramètres de soudage suivants :

- vitesse du traînard $v = 20$ cm/mn
- intensité du courant $I = 80$ A.

Sur toutes les soudures, aucune coloration signalant une oxydation n'a été décelée, ni aucune fissuration.

4,13 - Soudage du T-A6V :

4,131 - Les paramètres de soudage :

Le tableau 6 indique les paramètres de soudage du T-A6V d'épaisseur 2 mm.

Argon « U » Débit d'argon l / mn			Intensité A	Tension V	Vitesse de soudage cm / mn	Observations
torche électrode W ϕ 1,5 mm	trainard	envers				
10	19	10	80	9,5	20	- une passe
9	23	10	85	9,5	20	- manque de pénétration
9	23	10	94	9,9	20	- pas d'oxydation
9	23	10	104	10	20	- une passe - bonne pénétration - pas d'oxydation
9	18	10	110	10	20	- une seule passe - très bonne pénétration
9	18	10	80	9,5	12	- aucune oxydation

Tableau 6 - Paramètres de soudage du T-A6V

4,132 - Conclusions :

- Pour déterminer les paramètres de soudage optimal du T-A6V, nous avons choisi la même vitesse de soudage que lors des essais du T40 et du T-U2, soit $v = 20$ cm/mn. Nous avons fait varier l'intensité de 80 ampères (intensité optimale du T-U2 et T40) pour aller jusqu'à l'intensité optimale du T-A6V (110 ampères).

D'autre part, nous avons fait varier la vitesse de soudage en gardant l'intensité $I = 80$ ampères comme pour le T40 et le T-U2, afin d'avoir une soudure correcte du T-A6V sans oxydation et avec une bonne pénétration. Nous avons déterminé ainsi une vitesse de 12 cm/mn. Il est à no-

ter que d'un point de vue industriel, il est peu recommandé de diminuer la vitesse d'exécution de la soudure pour des questions de prix de revient. Cet essai n'avait qu'un but de comparaison.

- Comparativement au T40 et au T-U2, le soudage du T-A6V a posé plus de difficultés. On remarque de très gros grains bien visibles à l'oeil nu, nettement plus importants que pour le T-U2 et le T40. (Voir macrographies figure 11).

4,2 - CYCLES THERMIQUES DE SOUDAGE :

Les cycles thermiques de soudage sont véritablement et à proprement parler des traitements thermiques dont dépend la structure micrographique finale des divers points situés à proximité du joint soudé.

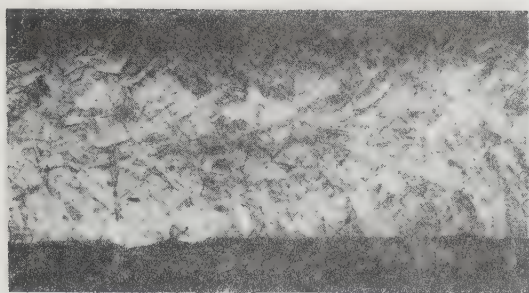
Ils ne présentent donc aucun intérêt pour les alliages α dans lesquels il faut inclure le titane non allié, car ces alliages ne répondent pas au traitement thermique.

La réaction au traitement thermique des alliages $\alpha - \beta$ est très importante du point de vue sondage. Nous avons vu que, lorsque ces alliages sont refroidis à partir de la zone β ou $\alpha - \beta$, et c'est le cas lors du soudage, il peut y avoir formation de structures non en équilibre et plus ou moins fragiles.

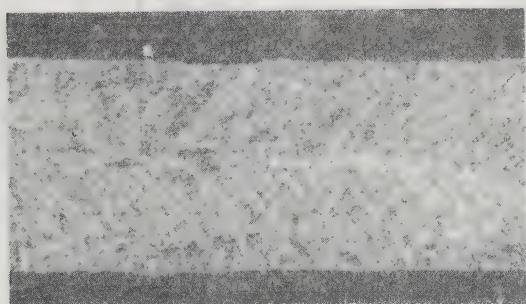
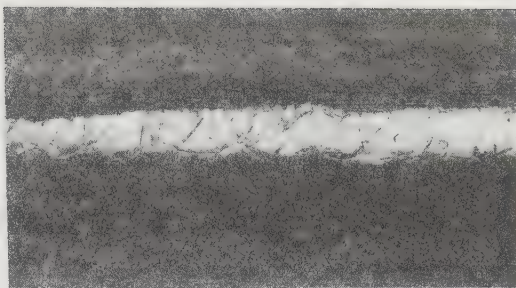
Les cycles thermiques de soudage définissent la vitesse de réchauffage, la température maximale atteinte et le temps de maintien au-delà par exemple, des lignes de transformations $\alpha - \alpha + \beta$ et $\alpha + \beta - \beta$. Cela permet de voir la possibilité offerte à la structure initiale de se transformer, de s'homogénéiser et de subir éventuellement un grossissement du grain.

Nous avons réalisé un montage afin d'enregistrer ces cycles thermiques figure 12 :

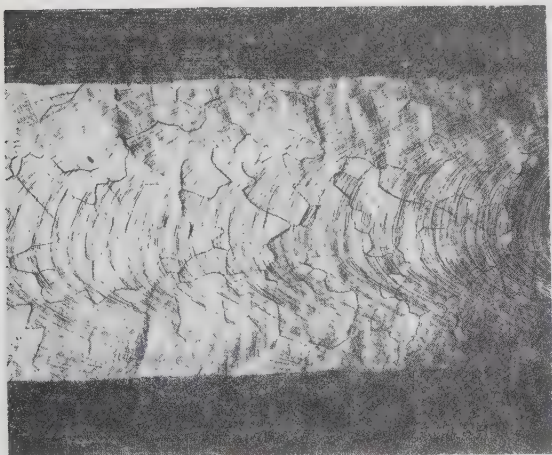
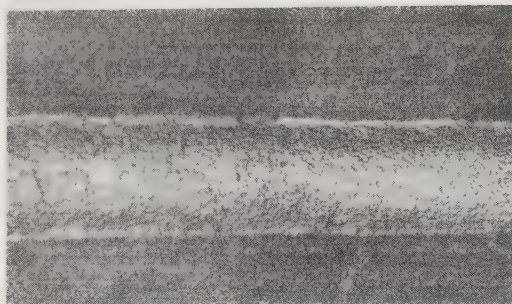
- des thermocouples platine - platine rhodié soudés par micro-plasma sur la pièce à souder à une distance "d" du milieu du cordon de soudure.



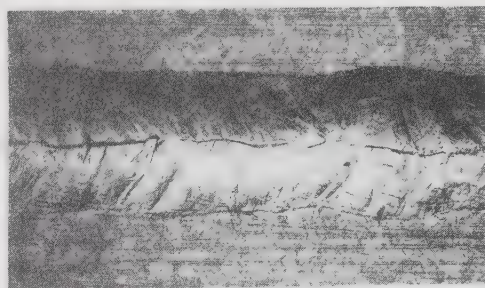
T 40



T-U2



T. A6V



X 5

Fig. 11 Macrographies

- ces thermocouples sont reliés à un enregistreur qui donne la variation de la température en fonction du temps.

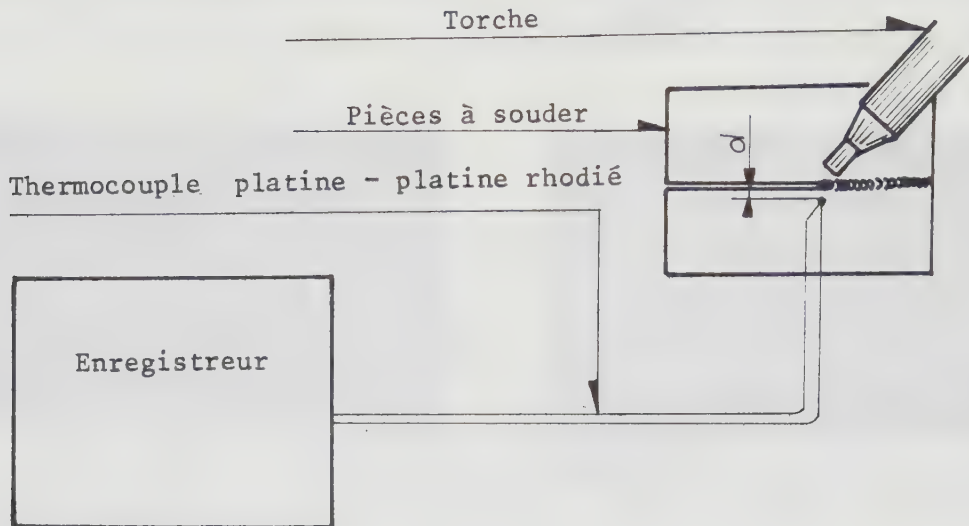


Figure 12 : Montage d'enregistrement des cycles thermiques de soudage.

Pour les paramètres de soudage suivants

T-U2	I = 80 A	T-A6V	I = 110 A
	v = 9,5 volts		v = 10 volts
	V = 20 cm/mn		V = 20 cm/mn.

nous avons obtenu les courbes figures 13 et 14.

De ces courbes, on tire :

a) le temps minimal nécessaire de protection des soudures (économie d'argon) sachant que cette protection est nécessaire à partir de 400°C

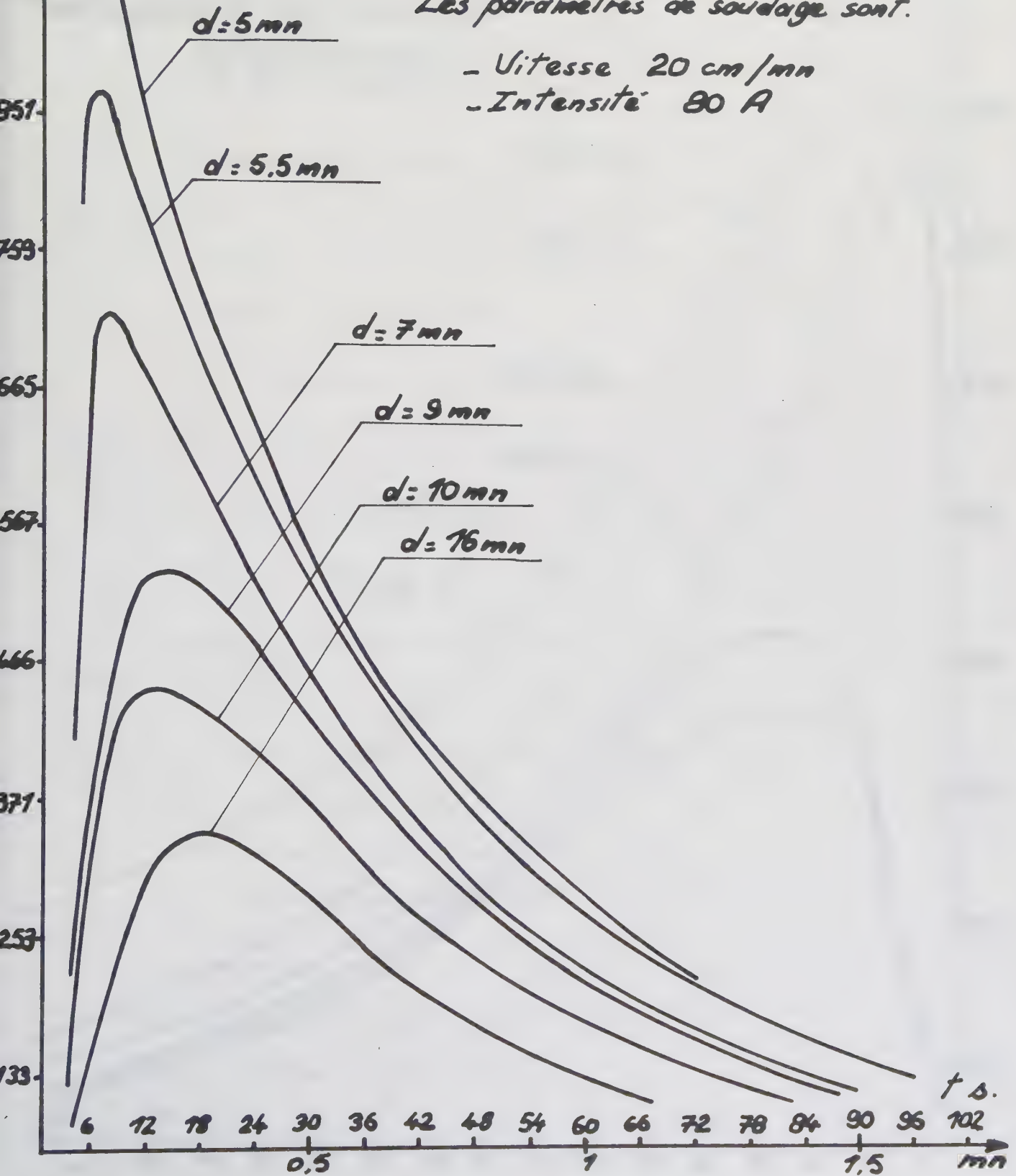
°C 1132°C Sommet

Fig. 13 T.U2 ép.: 2mm

Courbes de cycles thermiques
à une distance d du milieu
du cordon de soudure.

Les paramètres de soudage sont.

- Vitesse 20 cm/mm
- Intensité 80 A

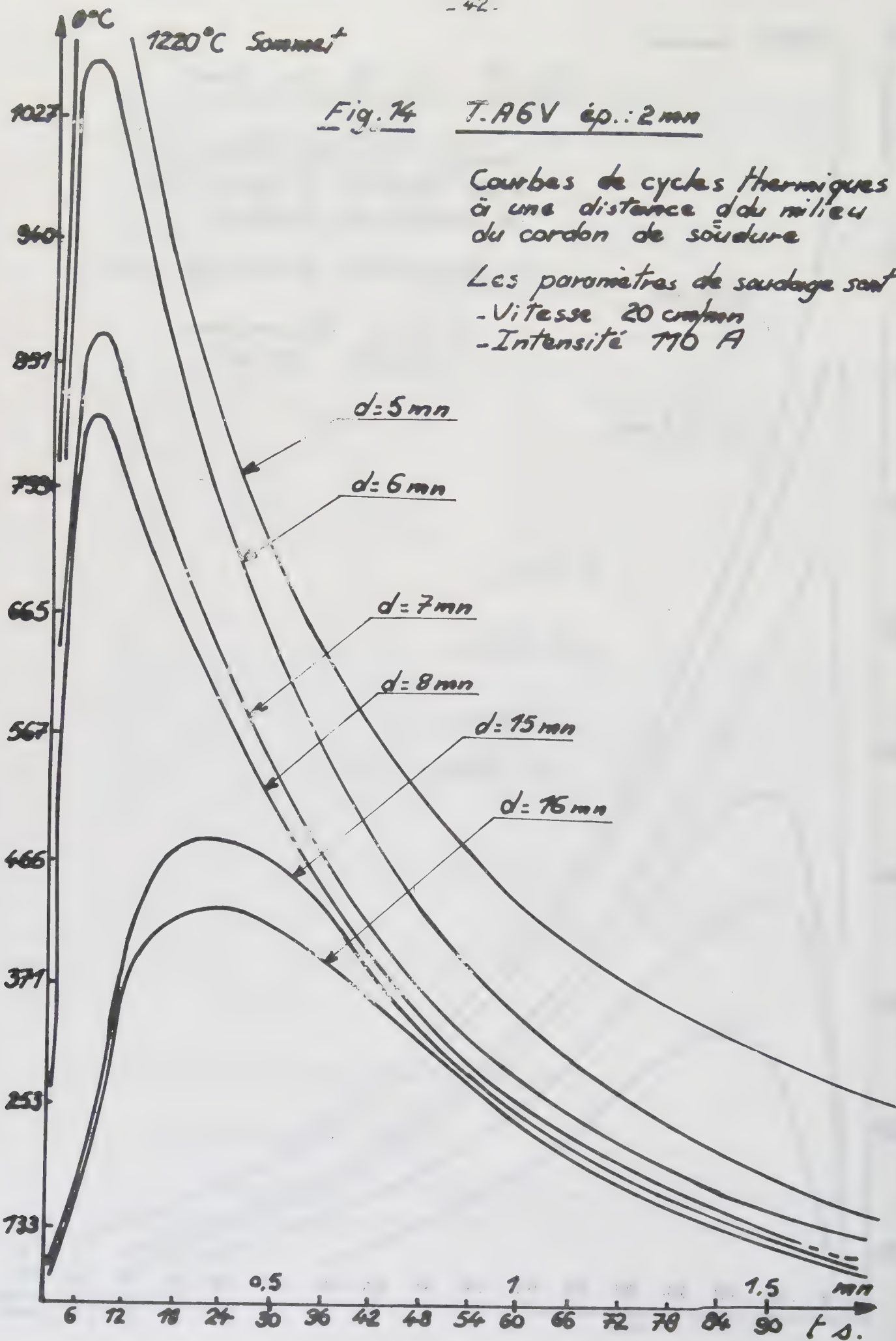


1220°C Sommet

Fig. 14 T. A6V ép.: 2 mm

Courbes de cycles thermiques
à une distance d du milieu
du cordon de soudure

Les paramètres de soudage sont
- Vitesse 20 cm/min
- Intensité 110 A



- pour le T-U2 environ 40 secondes
- pour le T-A6V environ une minute.

b) les vitesses moyennes de réchauffage :

exemple : pour $d = 5$ mm, on a une vitesse de :

- 250°C / seconde pour le T-U2
- 200°C / seconde pour le T-A6V.

c) la température maximale :

exemple : pour $d = 5$ mm, on a une température maximale de :

- 1132°C pour le T-U2
- 1220°C pour le T-A6V.

d) la vitesse moyenne de refroidissement :

exemple : pour $d = 5$ mm entre la température maximale et 400°C , on a une vitesse moyenne de refroidissement de :

- $15,9^{\circ}\text{C}$ / seconde pour le T-U2
- $12,4^{\circ}\text{C}$ / seconde pour le T-A6V.

Sachant que l'apport thermique spécifique est exprimé par la relation

$$Q = \frac{V I}{60 v}$$

avec :

- Q : apport thermique spécifique en Wh/cm
- V : tension d'arc en volts
- I : intensité de courant d'arc en ampères
- v : vitesse de soudage en cm/mn.

On trouve :

- $0,91$ Wh/cm pour le T-A6V
- $0,63$ Wh/cm pour le T-U2.

4,3 - PROPRIETES MECANQUES DES JOINTS SOUDES

4,31 - Propriétés mécaniques du T40 :

Le tableau 7 indique les propriétés mécaniques du T40 soudé.

I = 80 ampères

V = 9,5 volts

et v = 20 cm/mn.

N° de sou- dure	Charge unitaire à la limite appa- rente d'élasticité h bar	Résistance à la traction h bar	Allongement A %	Pliage α° = angle de pliage R = rayon de pliage	Dureté H V		
					M.B.	Cordon	Z A T
21	27,3	33,9	28	$\alpha = 180^\circ$ R = 1,25 ép.	125	130	120

Tableau 7 : Propriétés mécaniques du joint soudé en T40.

L'analyse des courbes de dureté (figures 15 - 16 et 17) des sou-
dures dans les épaisseurs 2, 3 et 5 mm montre une différence de dureté de
10 Hv entre le cordon de soudure, la zone affectée thermiquement et le mé-
tal de base, ce qui illustre une bonne soudabilité et une absence complète
d'oxydation. Le titane non allié présente, en général, une bonne soudabi-
lité.

La figure 38 illustre la filiation micrographique du joint soudé.

Des essais de pliage confirment la qualité du joint soudé avec
un angle de pliage $\alpha = 180^\circ$ pour un rayon de pliage $r = 1,25 \times$ l'épaisseur.

4,32 - Propriétés mécaniques du T-U2 :

C'est un alliage de titane à 2,5 % de cuivre dont les propriétés
mécaniques sont supérieures à celles du titane non allié, particulièrement
aux températures élevées. Il peut être utilisé à des températures allant
jusqu'à 350°C.

Fig. 15 T40 Filiation de dureté

Les paramètres de soudage sont

-Vitesse 20 cm/mn

-Intensité 80 A

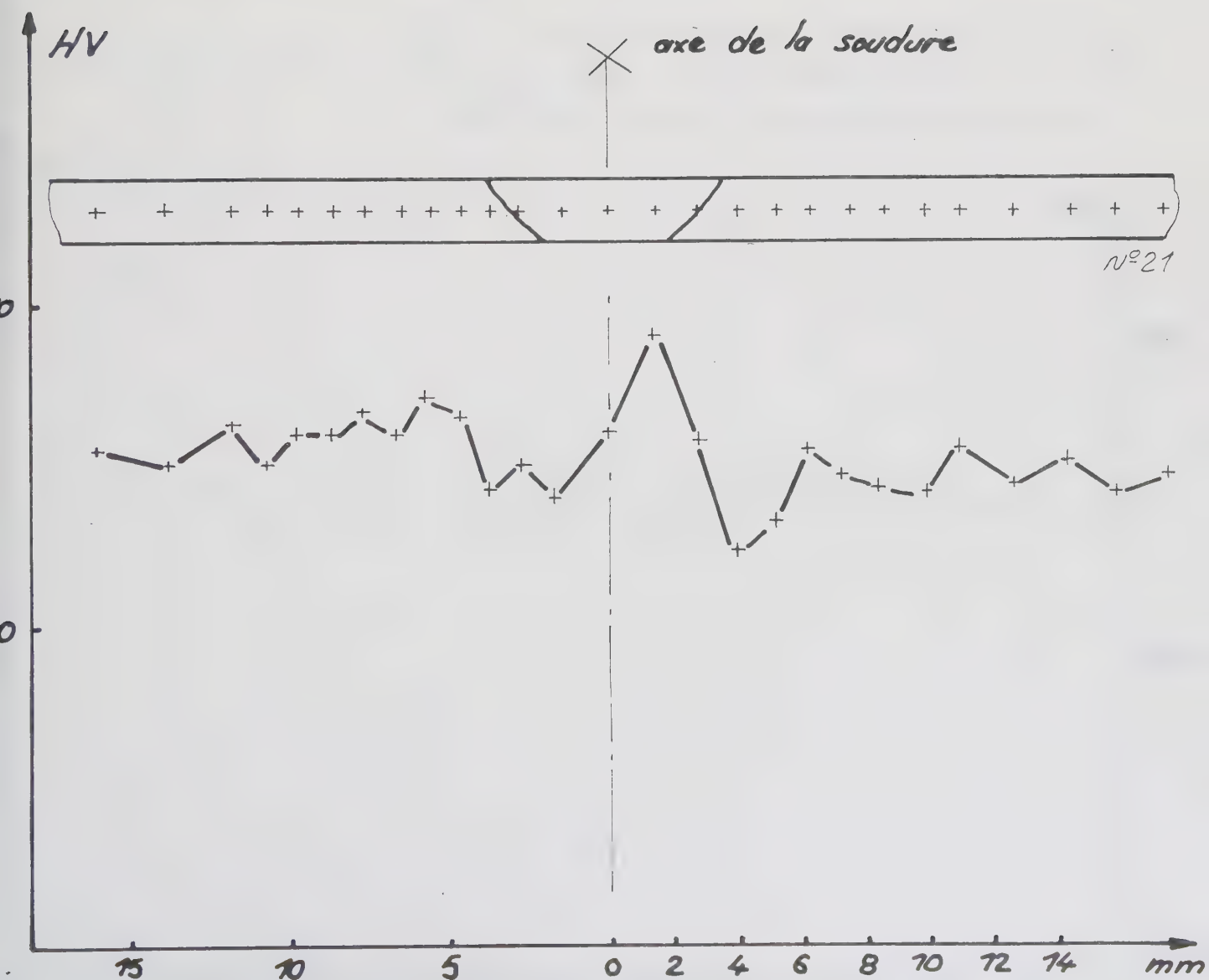


Fig. 16 T 40

Les paramètres de soudage sont

- Vitesse 20 cm/min

- Intensité 122 A

2 passes

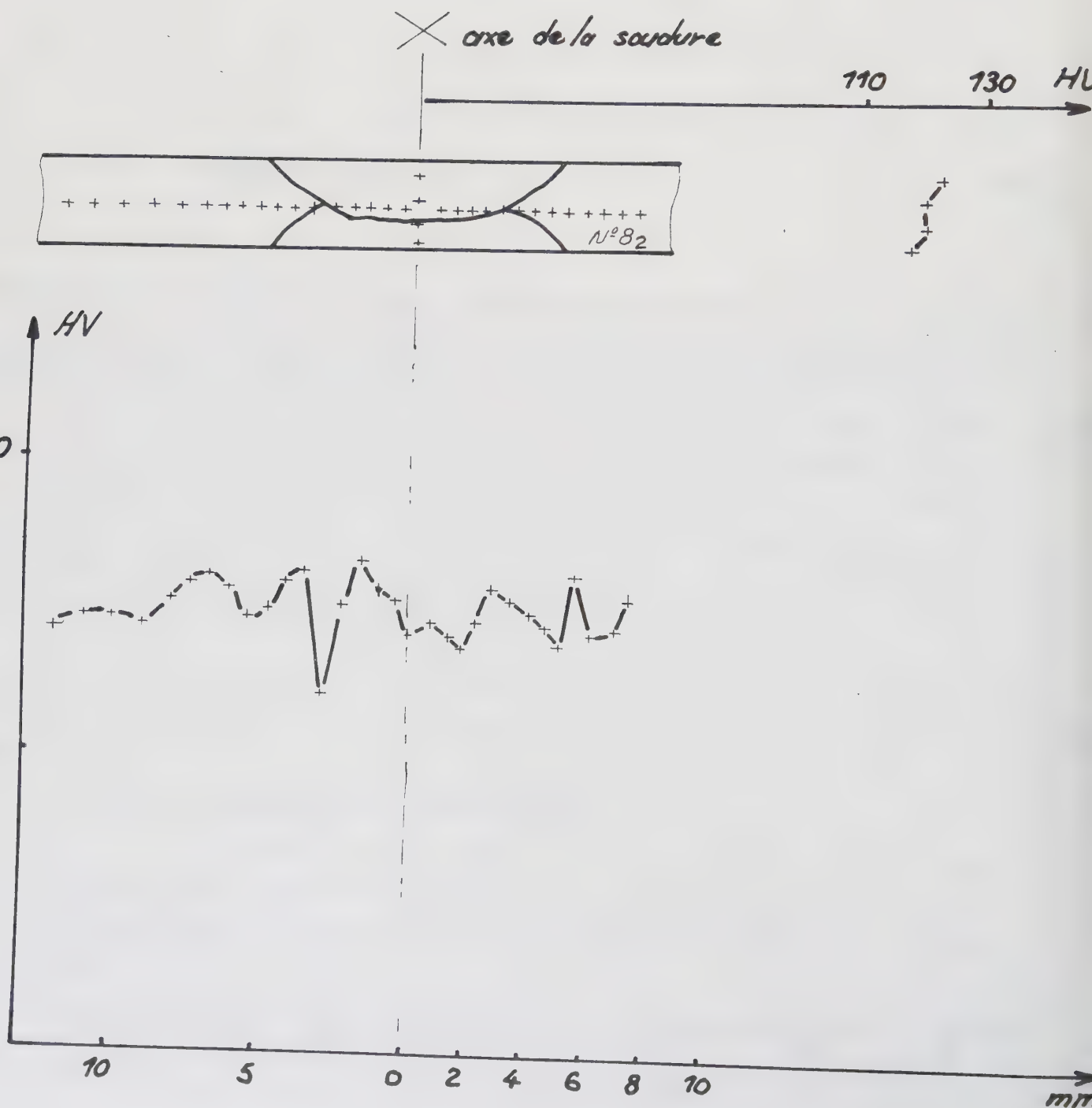
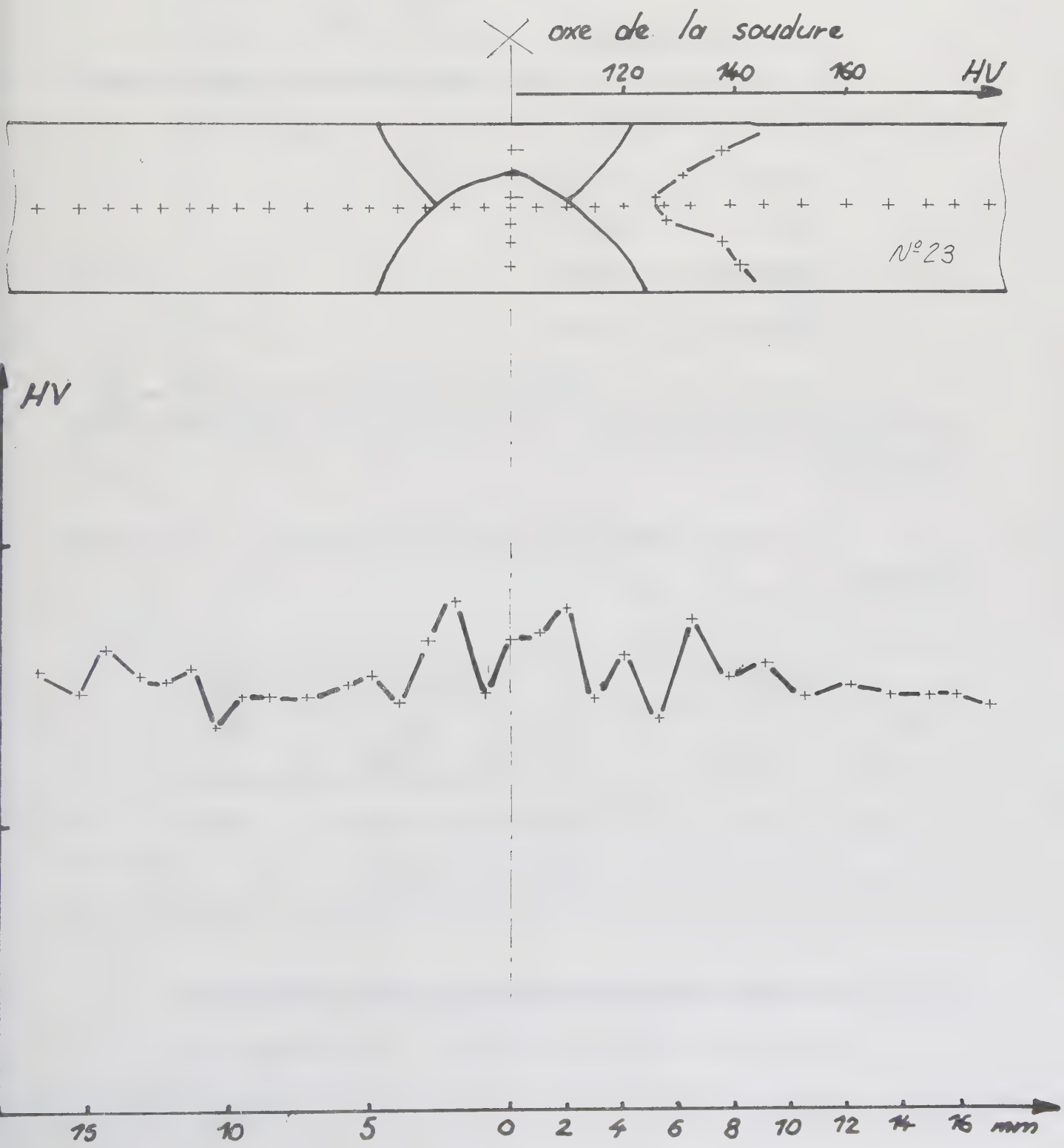


Fig. 17 T 40 Filiation de dureté

Les paramètres de soudage sont

- Vitesse 20 cm/min
- Intensité 135 A



La composition chimique nominale du T-U2 est la suivante :

- Cuivre	2,5	%	$\pm 0,5$
- Fer	0,20	%	maxi
- Hydrogène	0,010	%	maxi
- Titane	le reste.		

4,321 - Métal de base :

Nous avons utilisé une tôle de T-U2 d'épaisseur 2 mm. Sa composition chimique est la suivante :

- Cuivre	2,5	%
- Fer	0,03	%
- Hydrogène	0,0015	%
- Titane	le reste.	

La tôle a subi un traitement thermique de mise en solution à 805°C pendant 30 minutes, suivi d'un refroidissement à l'air forcé, puis un décapage.

Le tableau 8 indique les propriétés mécaniques de la tôle en T-U2 utilisée :

TRACTION			PLIAGE		DURETE
Rm	Re 0,2	A %	rayon de	angle de	Vickers
hbar	hbar		pliage	pliage : α°	H.V.
60,0	51,0	21	1,25 x e	110°	210
			2,5 x e	180°	

Tableau 8 : Propriétés mécaniques du T-U2 métal de base.

4,322 - Brut de soudage :

L'alliage T-U2 soudé présente de bonnes caractéristiques mécaniques.

Le tableau 9 indique les propriétés mécaniques du T-U2 à l'état brut de soudage, avec comme paramètres :

- tension : V = 9,5 volts
- intensité : I = 80 ampères
- vitesse : v = 20 cm/mn
- débit d'argon : torche 10 l/mn
 traînard 18 l/mn
 envers 10 l/mn.

TRACTION			PLIAGE		DURETE Vickers		
Rm	Re 0,2	A %	rayon de pliage	angle de pliage α°	M. B.	cordon	Z A T
61,6	50,3	19	1,25 x e	92° endroit	210	220	215
			e = 2 mm	72° envers			
			2,5 x e	180° endroit			

Tableau 9 : Propriétés mécaniques du joint soudé en T-U2

On remarque un allongement de 19 % du métal brut de soudage contre 21 % du métal de base ; un angle de pliage 92° pliage à l'endroit de la soudure contre 110° pour le métal de base et une dureté de 220 HV pour le cordon de soudure contre 210 pour le métal de base. Ce qui illustre la bonne soudabilité du T-U2.

La figure 39 illustre la filiation micrographique du joint soudé.

Les figures 18 à 21 illustrent les filiations de dureté.

Fig. 18 T-U 2 Filiation de dureté

Les paramètres de soudage sont

-Vitesse 20 cm/mn

-Intensité 98 A

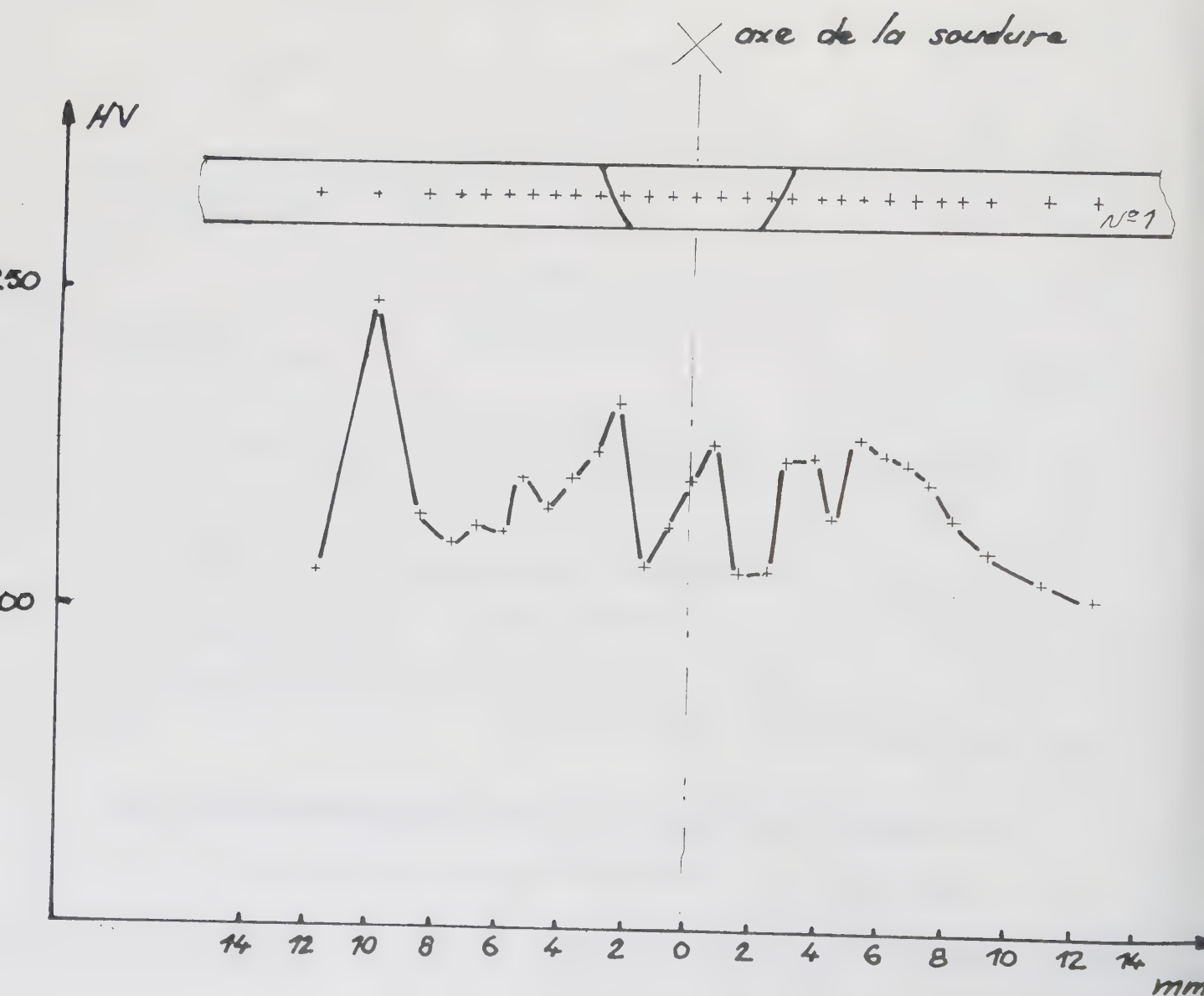


Fig. 19 T-U 2 Filiation de dureté

Les paramètres de soudage sont

-Vitesse 20 cm/min

-Intensité 85 A

× axe de la soudure

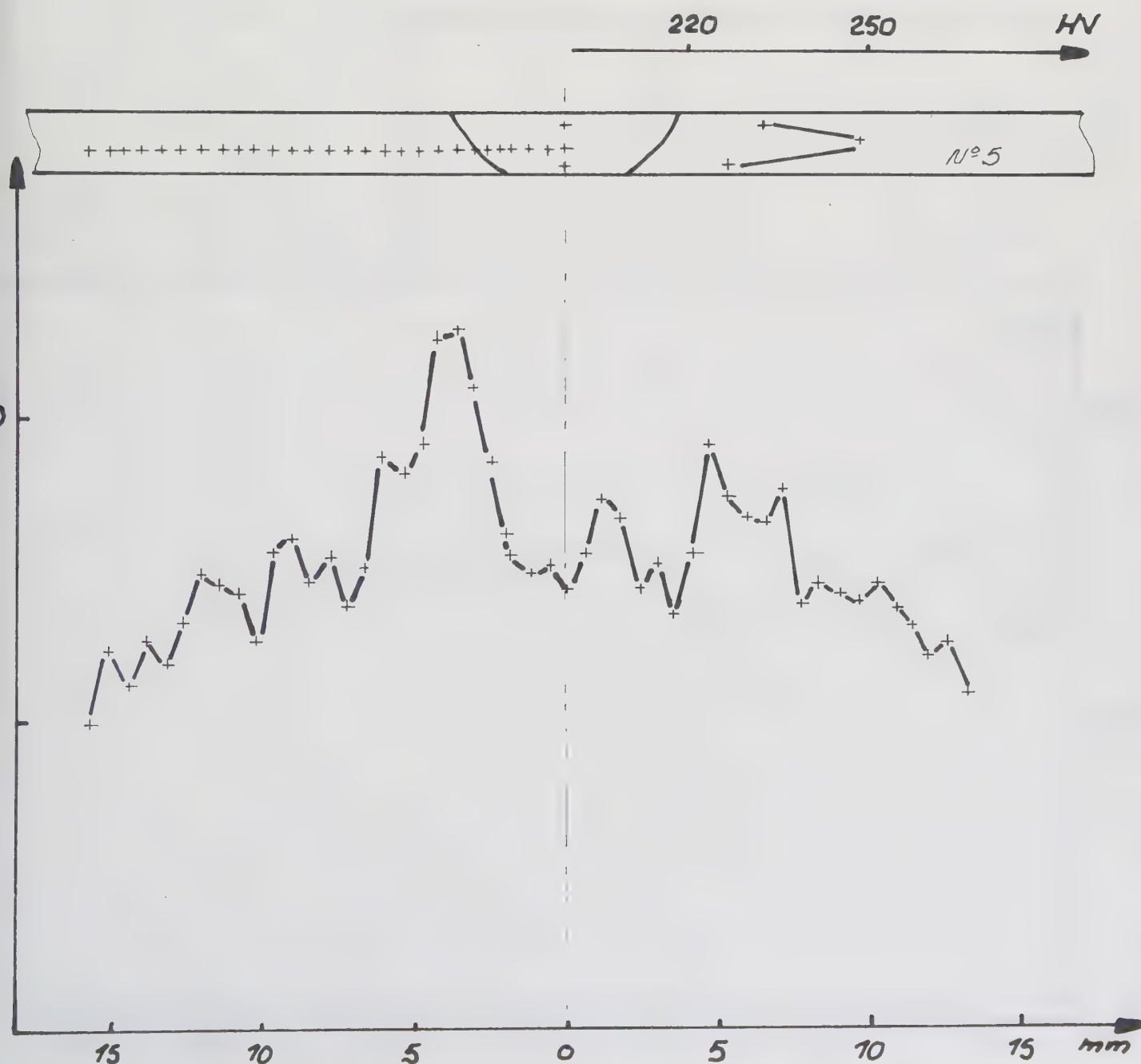


Fig. 20 T U 2

Les paramètres de soudage sont

- Vitesse 20 cm/mn

- Intensité 85 A

× axe de la soudure

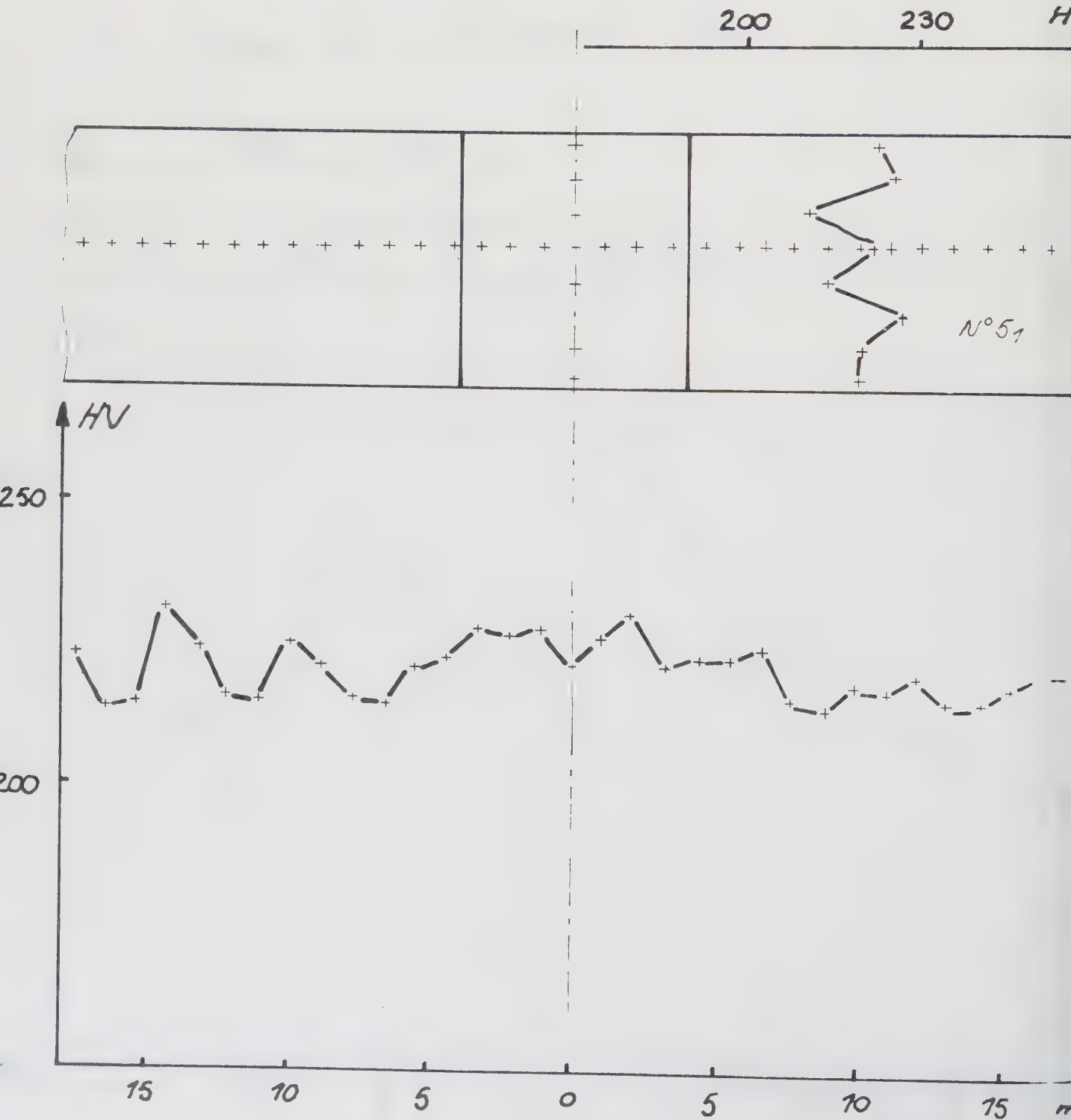
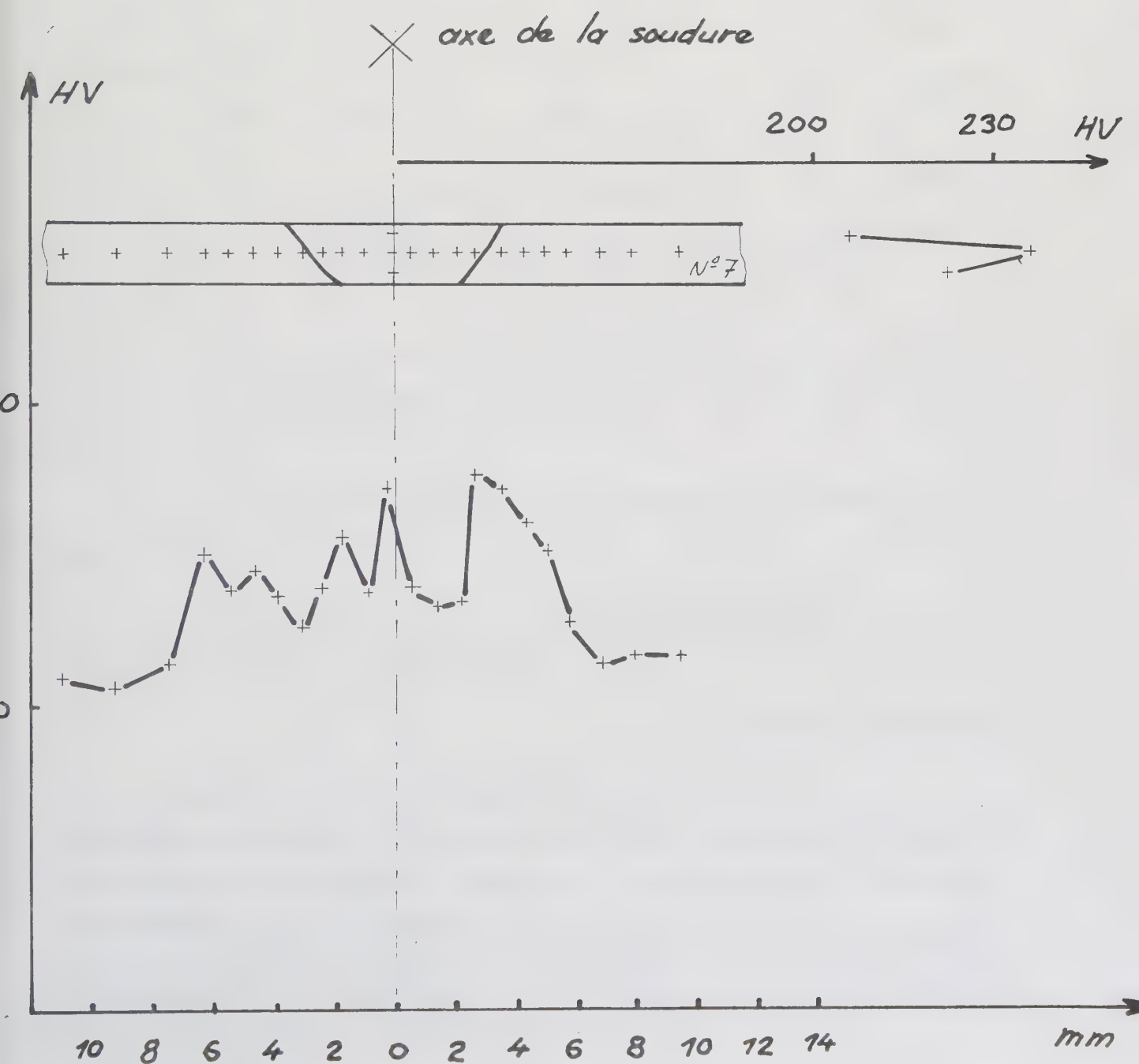


Fig. 21 T U 2 Filiation de dureté.

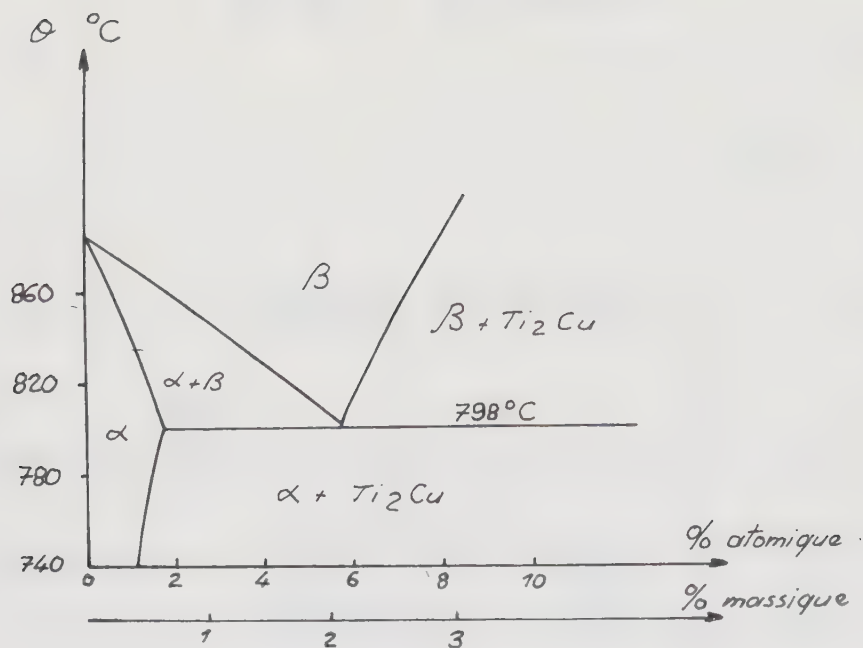
Les paramètres de soudage sont

- Vitesse 20 cm/mn

- Intensité 80 A



4,323 - Traitements thermiques du T-U2 :



Composition : % de cuivre

Figure 23 : Diagramme Ti-Cu (d'après Joukainen {32})

La température de transition $(\alpha + \beta) - \beta$ pour l'alliage de Ti - 2,5 % Cu se situe autour de 850 °C ; la différence par rapport aux 895 ° que l'on a trouvé sur le produit commercial est due à la teneur en azote et oxygène de ce dernier.

Il y a une solubilité solide maximale de 2,1 % en masse de cuivre dans le titane alpha à 798 °C et environ 0,7 % à 600 °C. Ceci offre la possibilité d'une réaction de vieillissement par précipitation d'un composé, Ti_2Cu à partir d'une solution alpha sursaturée. Il est également possible d'obtenir le vieillissement à partir d'une structure alpha martensitique obtenue par une trempe rapide de l'alliage à partir du domaine bêta,

mais, dans cet état, il se produit une certaine perte de ductilité. L'opération de soudage est comparable à une trempe "localisée" ultra rapide et la structure obtenue est alpha martensitique.

Le vieillissement maximal se produisait après le traitement à 400°C, mais la réaction de vieillissement était très lente et il fallait des temps de vieillissement atteignant jusqu'à 140 h pour obtenir un résultat satisfaisant.

Des températures plus élevées produisent une réaction plus rapide. La combinaison optimale est un traitement initial de 24 h à 400°C pour développer le nombre maximal de germes bien distribués suivi d'un vieillissement complémentaire de 8 h à 475°C afin d'accroître plus vite la taille optimale donnant une résistance maximale.

4,3231 - Traitement de vieillissement :

Les éprouvettes ont été traitées sous un vide de 5.10^{-6} torr, figure 69.

Le four étant à 400°C, on introduit les éprouvettes déjà sous un vide de 5×10^{-6} et on les maintient pendant 24 h. Après on les laisse refroidir, toujours sous vide hors du four.

On recommence l'opération avec une température de 475°C et un maintien de 8 h.

On obtient ainsi un vieillissement maximal possédant les caractéristiques mécaniques les plus élevées :

- 79 hbar pour la résistance à la rupture en traction
- 66,4 hbar pour la limite élastique à 0,2 %,

avec un allongement de 17,2 % contre 19 % pour le brut de soudage et 21 % pour le métal de base, figure 24.

Les mesures de dureté, figure 25, confirment ces caractéristiques mécaniques élevées : 275 HV pour le métal de base et le cordon de soudure traités contre 210 pour le métal de base non traité.

Fig. 24

T-U 2 - N°3

Vieillessement

24 h à 400°C

+ 8 h à 475°C

$S_0 = 15,9 \text{ mm}^2$

$R_m = 79 \text{ daN/mm}^2$

$R_{e0,2} = 66,4 \text{ daN/mm}^2$

$A\% = 17,2$

- 56 -

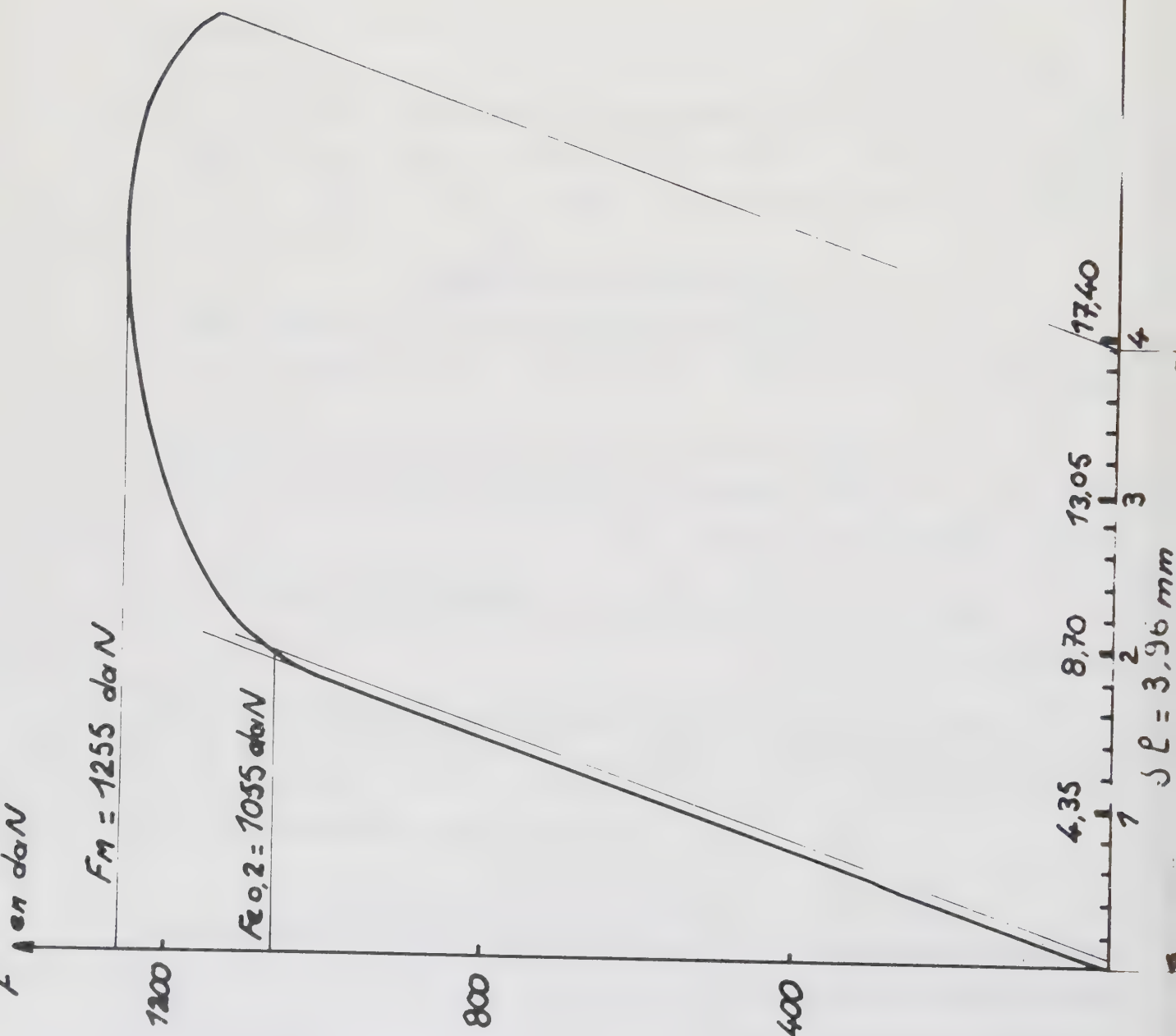
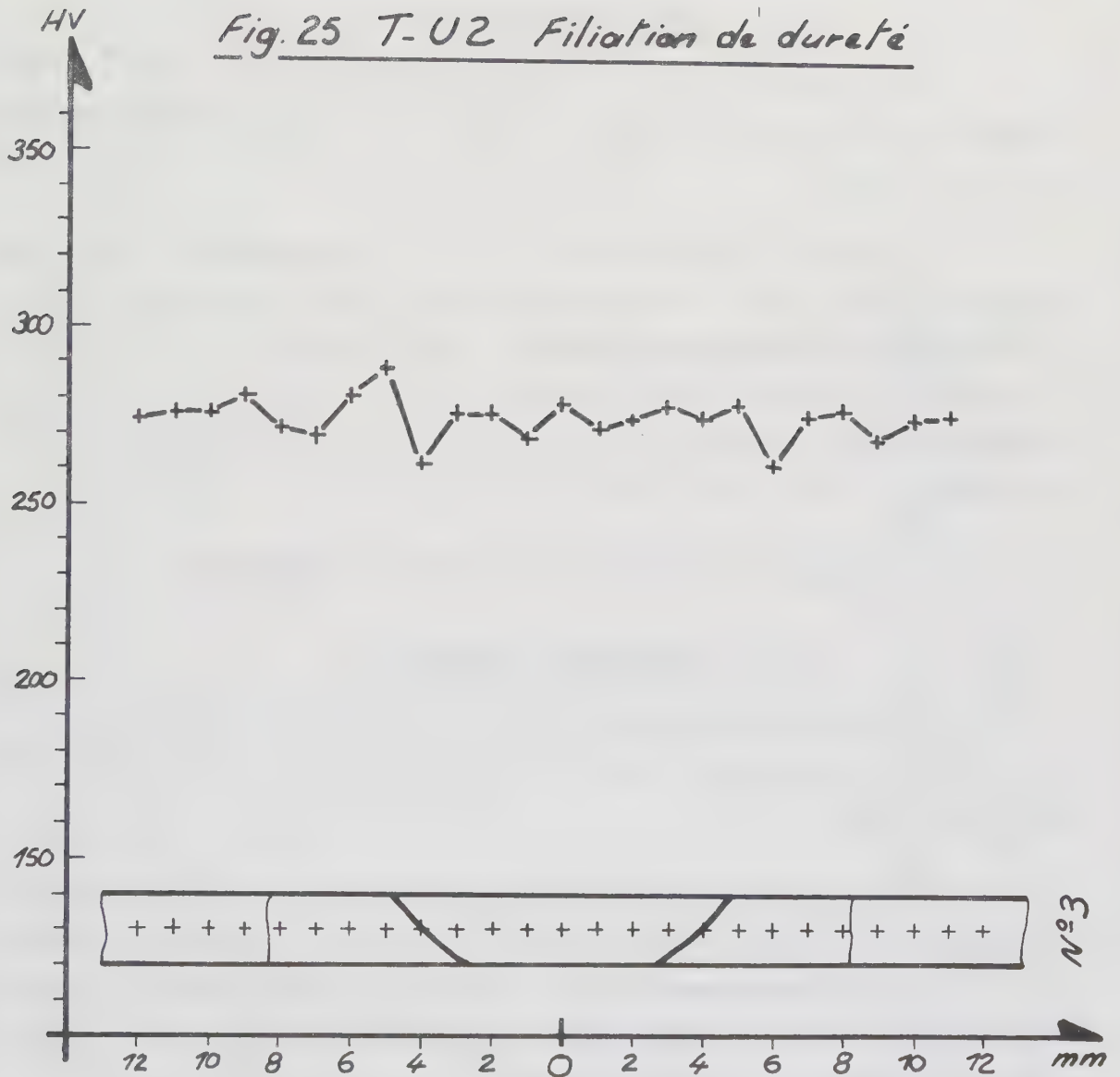


Fig. 25 T-U2 Filiation de dureté



Vieillissement 24 h à 400°C
+ 8 h à 475°C

L'essai de pliage à un rayon de 2,5 e confirme la baisse de ductilité : on obtient un angle de pliage $\alpha = 106^\circ$ avec apparition d'une fissure, contre un angle de pliage de 180° sans fissure (tableau 10).

4,3232 - Traitement de recuit :

Les éprouvettes ont été traitées sous un vide 5×10^{-6} à 790°C pendant une heure. Ce traitement est suivi d'un refroidissement sous vide avec four éloigné.

Une très bonne ductilité : 23,7 % d'allongement et 180° comme angle de pliage sous un rayon de pliage de 2,5 fois l'épaisseur, avec des caractéristiques mécaniques minimales : 53,8 hbar pour les résistances à la rupture en traction, 46,7 hbar pour la limite élastique à 0,2 % et des duretés Vickers identiques au brut de soudage 210 pour le métal de base, 220 pour la Z A T et 215 pour le cordon de soudure. Fig. 26 et 27.

La figure 41 illustre la filiation micrographique.

4,3233 - Traitement de détente :

a) Les éprouvettes ont été traitées sous un vide de 2×10^{-6} torr à 600°C pendant une heure. Ce traitement est suivi d'un refroidissement sous vide.

Les caractéristiques mécaniques sont moyennes 65 hbar pour la résistance à la rupture en traction, 51,5 hbar pour la limite élastique 0,2 % et faible allongement 18,4 %, figure 28, avec un angle de pliage de 115° sous un rayon de pliage de 2,5 fois l'épaisseur, l'éprouvette de pliage est fissurée ce qui montre la faible ductilité de l'éprouvette.

Les duretés vickers légèrement plus élevées que le brut de soudage 225 HV pour le métal de base, 230 pour la Z A T et 235 pour le cordon de soudure, figure 29.

Cela nous a conduit à diminuer le temps de maintien de relaxation.

Recuit 1h à 790°C

$$S_0 = 16,14 \text{ mm}^2$$

$$R_m = 53,8 \text{ daN/mm}^2$$

$$R_{e0,2} = 46,7 \text{ daN/mm}^2$$

$$A\% = 23,7\%$$

-59-

F en daN

$F_M = 970 \text{ daN}$

$F_{e0,2} = 754 \text{ daN}$

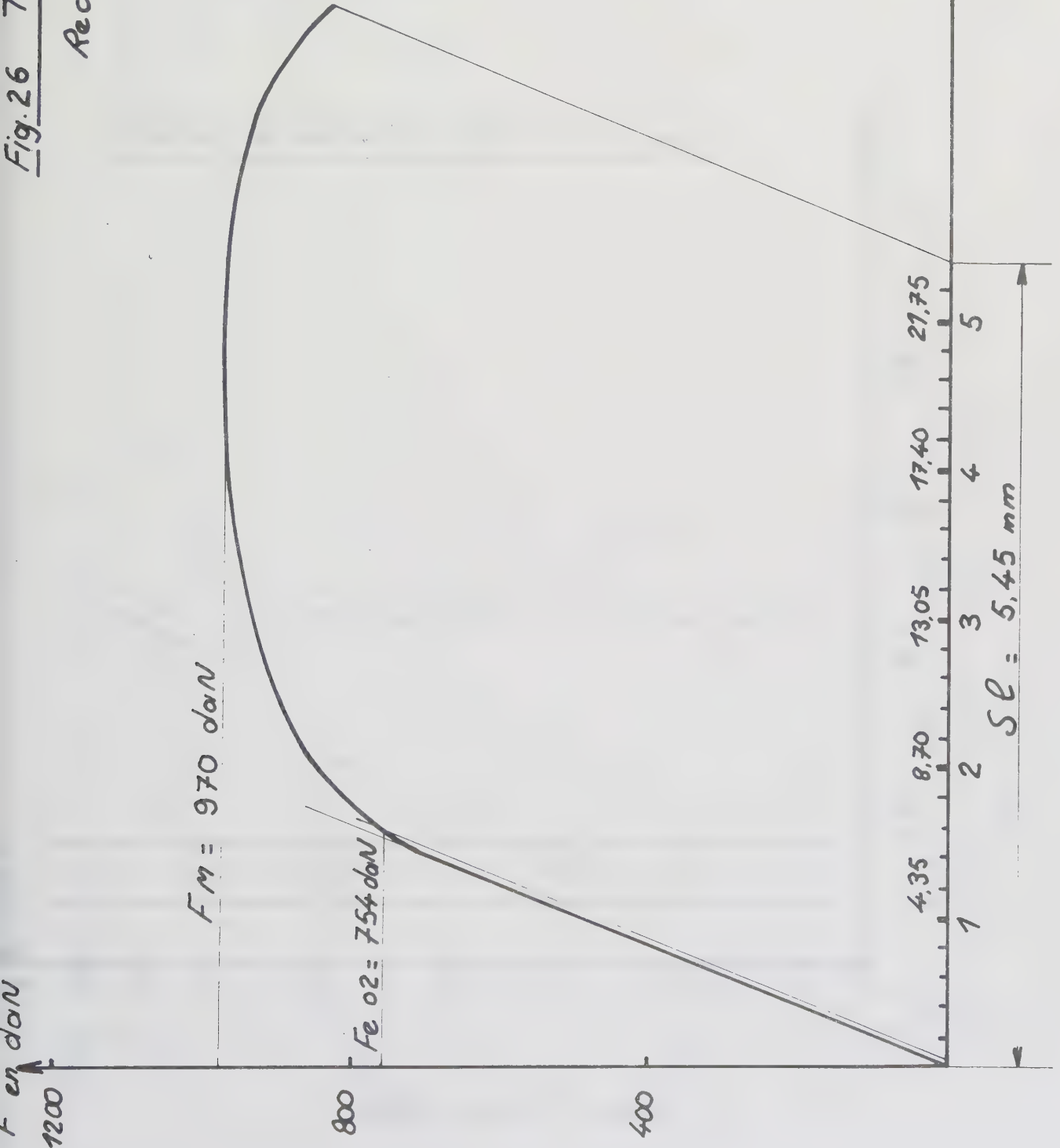
A%

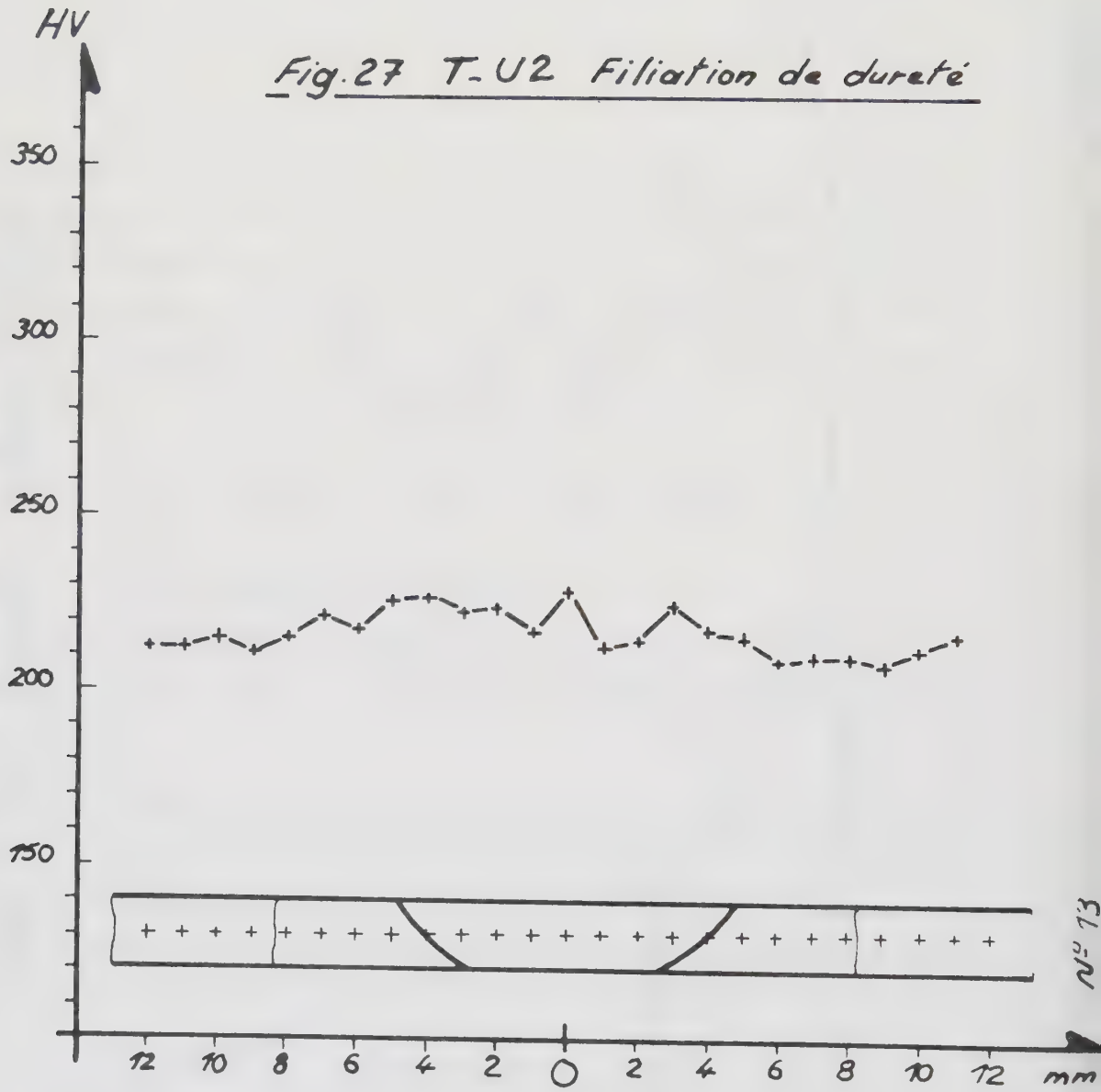
SP en mm

4,35 8,70 13,05 17,40 21,75

1 2 3 4 5

$S_L = 5,45 \text{ mm}$





Recuit 1h à 790°C

Relaxation 1h @ 600°C

$$S_0 = 16 \text{ mm}^2$$

$$R_M = 65 \text{ daN/mm}^2$$

$$R_{e0.2} = 51,5 \text{ daN/mm}^2$$

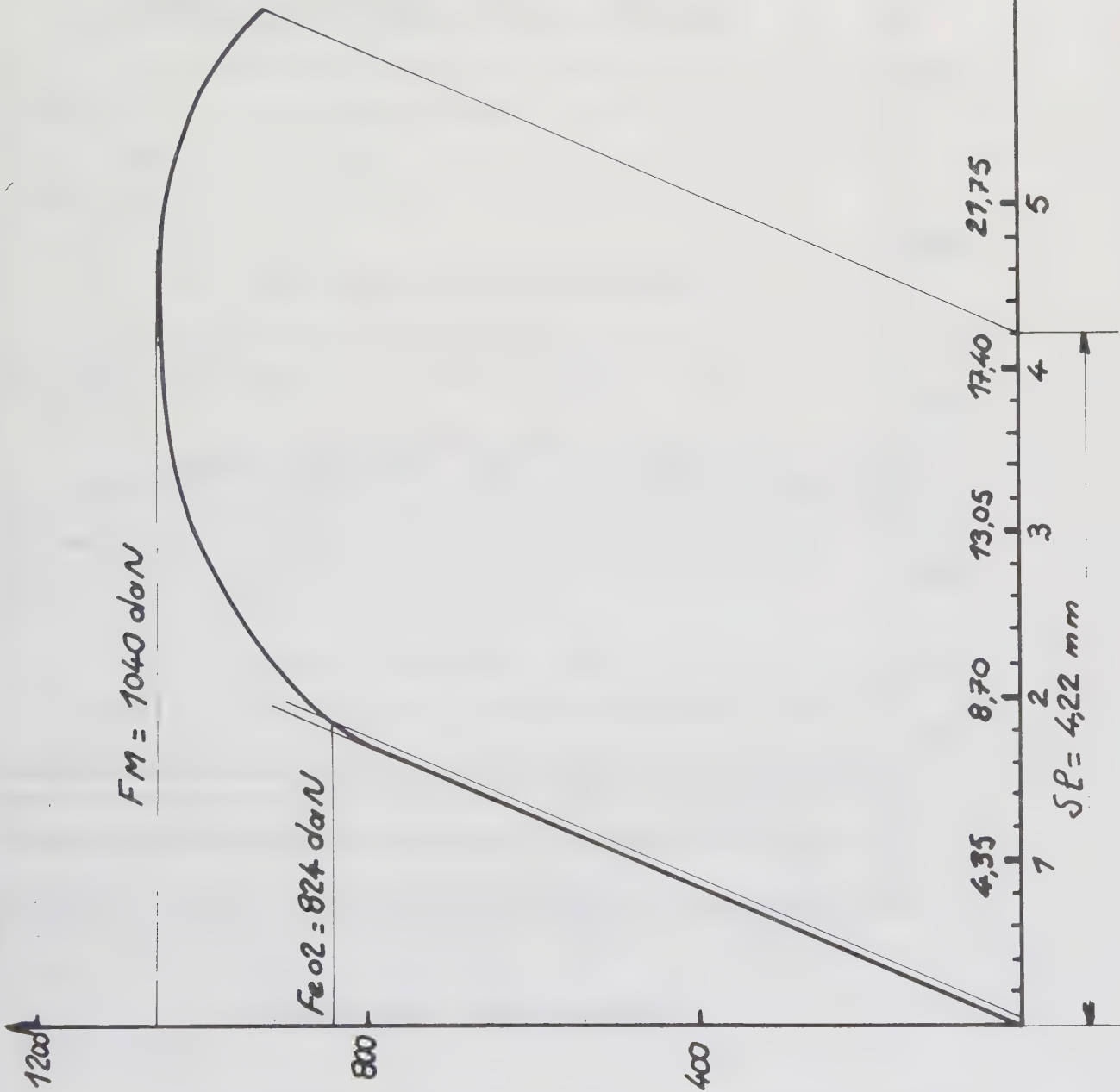
$$A\% = 18,4$$

-67-

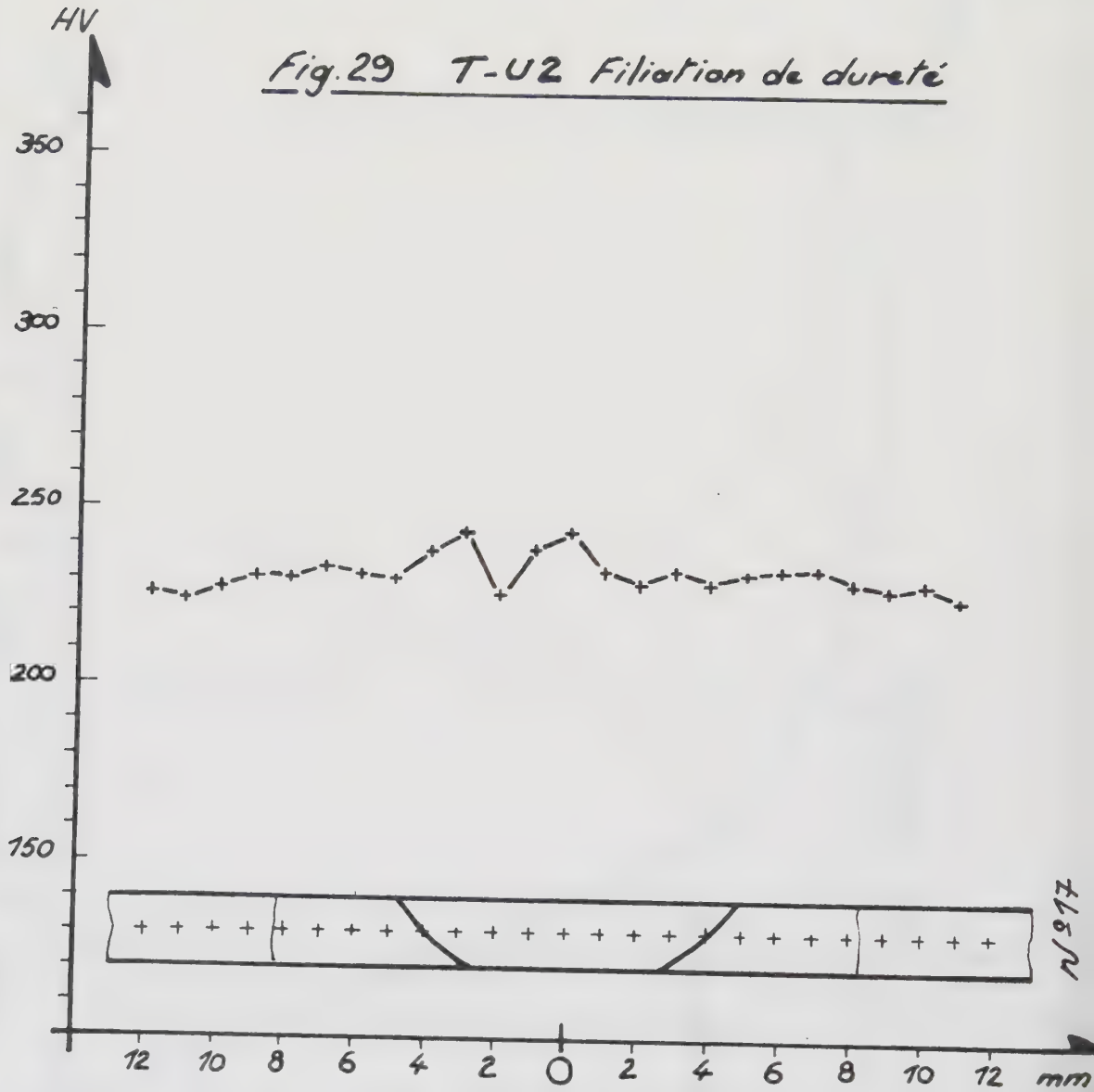
F en daN

FM = 1040 daN

Fe0.2 = 824 daN



SP en mm



Relaxation 1h à 600°C

b) On a fait un traitement de relaxation de 30 minutes à 600°C, dans les mêmes conditions.

On a pu améliorer ainsi la ductilité : 20 % d'allongement contre 18,4 % au premier traitement et 180° pour l'angle de pliage sans fissure apparente sous le même rayon de pliage, contre 115°, éprouvette fissurée pour le premier traitement.

Les autres caractéristiques mécaniques sont : 66 hbar pour la résistance à la rupture par traction, 52,2 hbar pour la limite élastique à 0,2 %, figure 30, 215 HV pour la dureté du métal de base et 225 pour la dureté du cordon de soudure et de la Z A T , figure 31.

4,324 - Conclusion sur le soudage du T-U2 :

Avec un contrôle judicieux des techniques de soudage, l'alliage de titane T-U2 présente de bonnes propriétés de soudabilité.

Lorsqu'on réalise une fabrication soudée avec un alliage "vieillissable" comme le T-U2, il est préférable d'effectuer le soudage sur les pièces déjà à l'état mis en solution. Ensuite, on peut soumettre la pièce soudée à un traitement de vieillissement.

Il peut s'avérer nécessaire, dans certains cas, de joindre des sous-ensembles qui ont déjà été assemblés par soudage, puis soumis à un traitement de vieillissement. Cette seconde opération de soudage résultera en un nouveau traitement du métal de soudure et la zone affectée thermiquement, et ceci produira un abaissement des propriétés de traction dans cette zone par rapport à celle de l'alliage mis en solution. Le survieillissement augmentera les propriétés mécaniques dans la seconde soudure, jusqu'au niveau normalement obtenu dans le matériau vieilli, mais survieillira le reste de l'ensemble, ce qui engendrera une perte dans la valeur de la limite élastique.

Lors de la conception d'un ensemble soudé, il est recommandé de tenir compte des variations éventuelles et très localisées des caractéristiques mécaniques, par exemple en utilisant des plus grandes sections plutôt qu'un nouveau traitement de vieillissement.

Fig. 30

T.U2 N°1009

Relaxation

30mn à 600°C

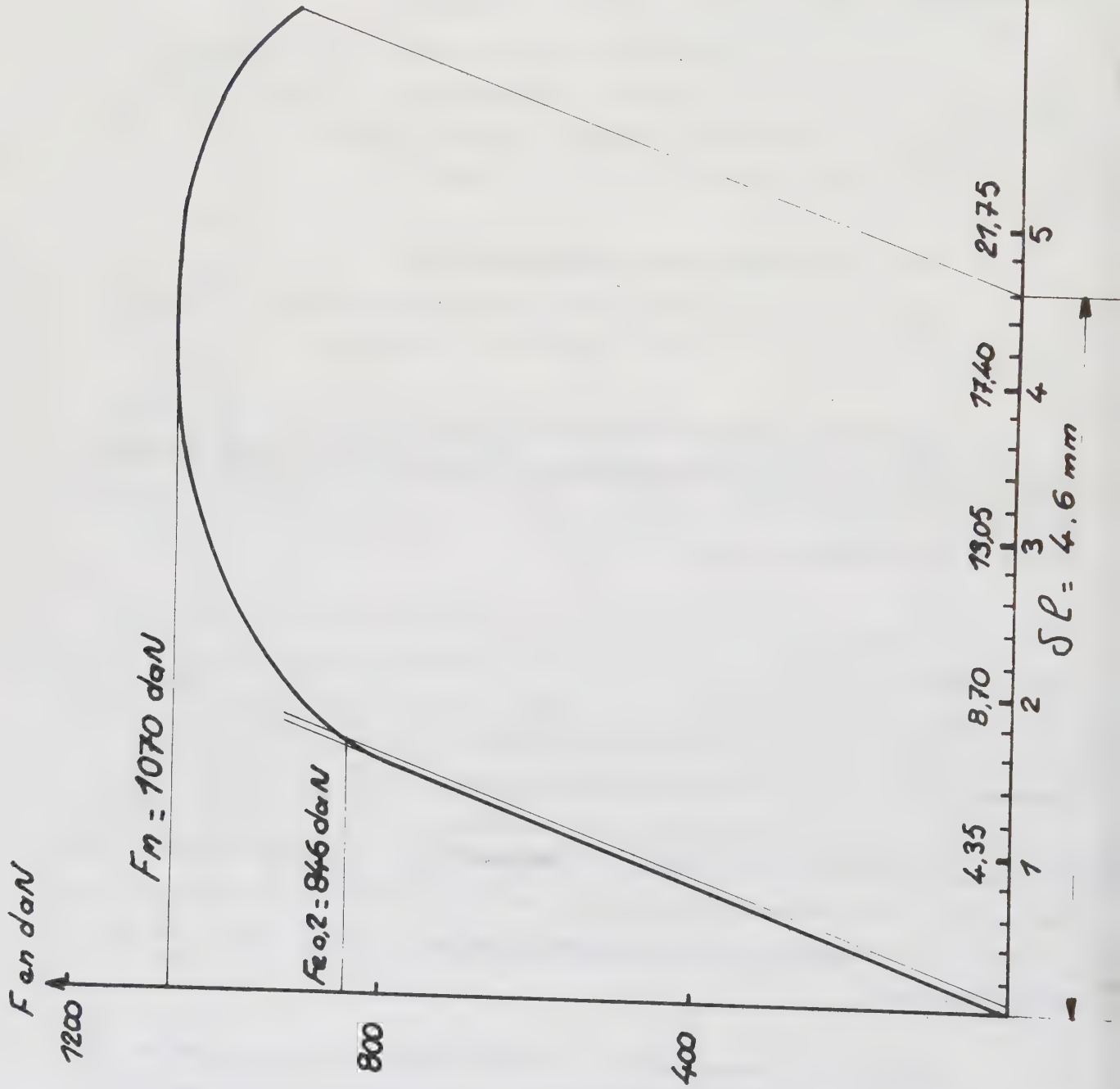
$$S_0 = 16,2 \text{ mm}^2$$

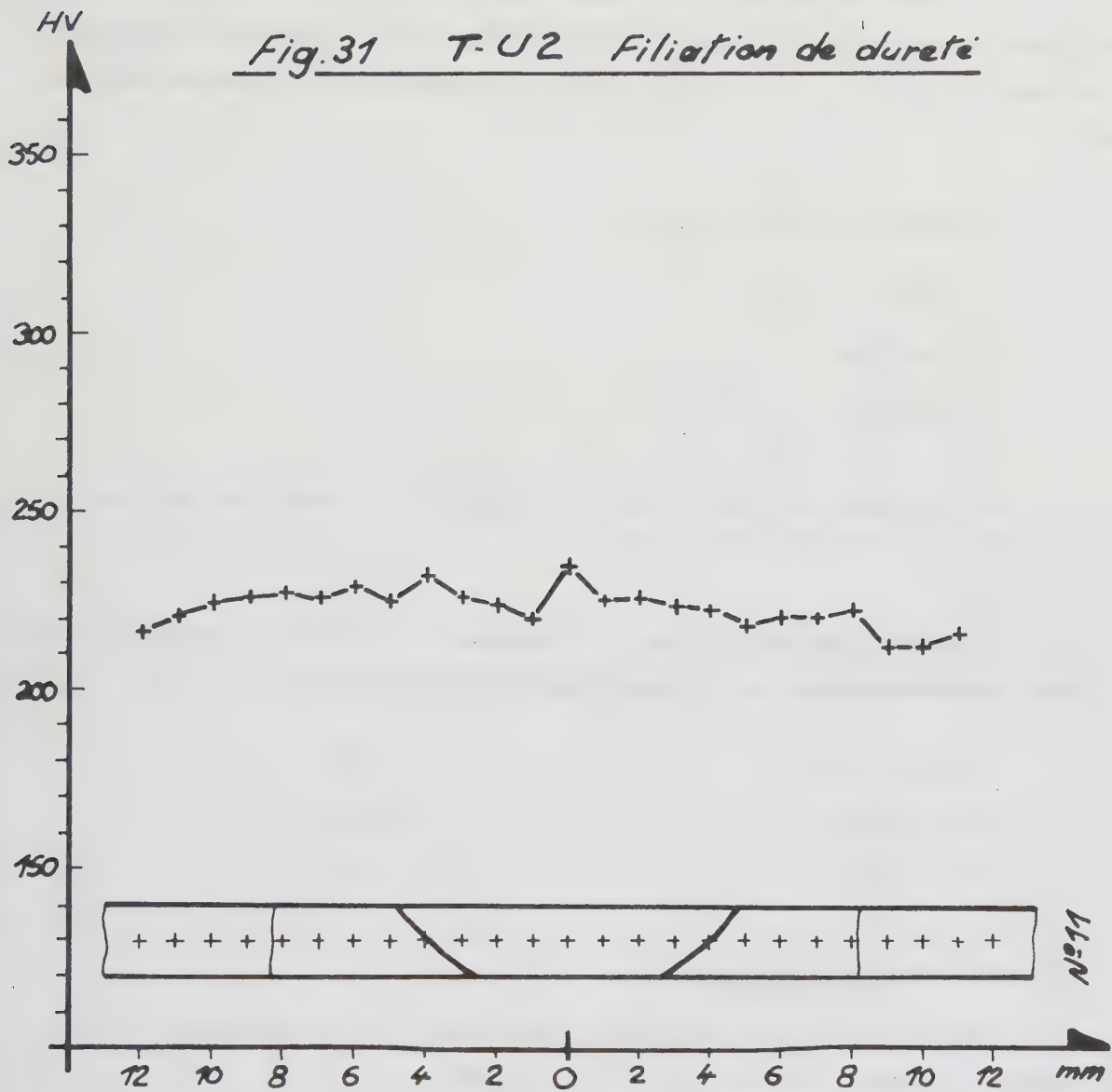
$$R_m = 66 \text{ daN/mm}^2$$

$$R_{e0,2} = 52,25 \text{ daN/mm}^2$$

$$A\% = 20$$

- 64 -





Relaxation 30 mn à 600°C

Le tableau 10 indique l'influence des traitements thermiques sur les caractéristiques mécaniques du joint soudé en T-U2.

4,33 - Propriétés mécaniques du T-A6V :

L'alliage ternaire T-A6V figure parmi les meilleurs alliages de titane actuellement connus. Il est le plus utilisé dans l'industrie aéronautique et spatiale, et de plus en plus dans les applications chimiques et maritimes.

Sa composition nominale est :

- titane 90 %
- aluminium 6 %
- vanadium 4 %.

La tolérance sur les teneurs en aluminium et vanadium est d'environ $\pm 0,5$ %.

Les impuretés admissibles correspondent à celles qui existent dans le titane commercialement pur préparé par le procédé kroll :

- | | |
|---------------|-------------|
| - H < 0,015 % | Si < 0,04 % |
| - N < 0,03 % | C < 0,10 % |
| - O < 0,10 % | Fe < 0,3 %. |

4,331 - Métal de base :

Nous avons utilisé une tôle d'épaisseur 2 mm d'alliage de titane T-A6V laminée à chaud, recuite à 700°C et décapée ...

Sa composition chimique est :

- | | |
|---------------|---------------|
| - Al = 6,19 % | Va = 3,96 % |
| - Fe = 0,08 % | H = 0,0035 %. |

Le tableau 11 indique les caractéristiques mécaniques du T-A6V utilisé.

Tableau 10 : Propriétés mécaniques du joint soudé en T-U2

Nature du traitement thermique	Traction			Dureté Vickers			Pliage		Observations
	R _m h bar	Re h bar	A %	M Base	Cordon	2 A.T.	Rayon de pliage	Angle de pliage	
Métal de base : - mise en solution à 805° C pendant 30 mn - refroidissement à l'air forcé - décapage	60.0	51.0	21	210	-	-	1,25 × ép. 2,5 × ép.	110° 180°	fissurée
Brut de soudage	61.6	50.3	19	210	220	215	1,25 × ép. 2,5 × ép.	92° 180°	fissurée
Recuit 1 h à 790° C	53.8	46.7	23.7	210	215	220	2,5 × ép.	180°	
Relaxation 30 mn à 600° C	66.0	52.2	20	215	225	225	2,5 × ép.	180°	
Vieillessement 24 h à 400° C + 8 h à 475° C Refroidissement sous vide avec four éloigné	79.0	66.4	17.2	275	275	270	2,5 × ép.	106°	fissurée

Traction				Pliage		Dureté Vickers HV
	Rm hbar	Re 0,2 hbar	A %	α°	rayon de pliage	
Travers Laminage T	115	111	14,4	45°	2,5 × e	320
Long Laminage L	107	97	12,1	180°	2,5 × e	320

Tableau 11 : Caractéristiques mécaniques du T-A6V

Nous remarquons la très bonne ductilité du métal de base travers laminage en traction $A = 14,4 \%$, figure 32, avec un angle de pliage très médiocre $\alpha = 45^\circ$ seulement, alors les éprouvettes long laminage ne possèdent que $12,1 \%$, figure 33, d'allongement en traction, mais un angle de pliage de 180° sans fissure.

4,332 - Brut de soudage :

Les paramètres de soudage du T-A6V sont :

- Intensité $I = 110$ Ampères
- Tension $V = 10$ Volts
- Vitesse de soudage $v = 20$ cm/mm

Soudures exécutées sous une protection d'argon "U" avec des débits de :

- . 9 l/mm dans la torche de soudage
- . 18 l/mm dans le traînard
- . 10 l/mm à l'envers de la soudure

Le tableau 12 indique les propriétés mécaniques du T-A6V brut de soudage :

Traction				Pliage		Dureté Vickers		
	Rm hbar	Re 0,2 hbar	A %	α°	rayon de pliage	M.B.	Cordon	Z.AT
Travers Laminage T	107	96	3	38°	2,5 × e	320	340	330
Long Laminage L	102	89	3,5	44°	2,5 × e	320	340	330

Tableau 12 : Propriétés mécaniques du joint soudé T-A6V.

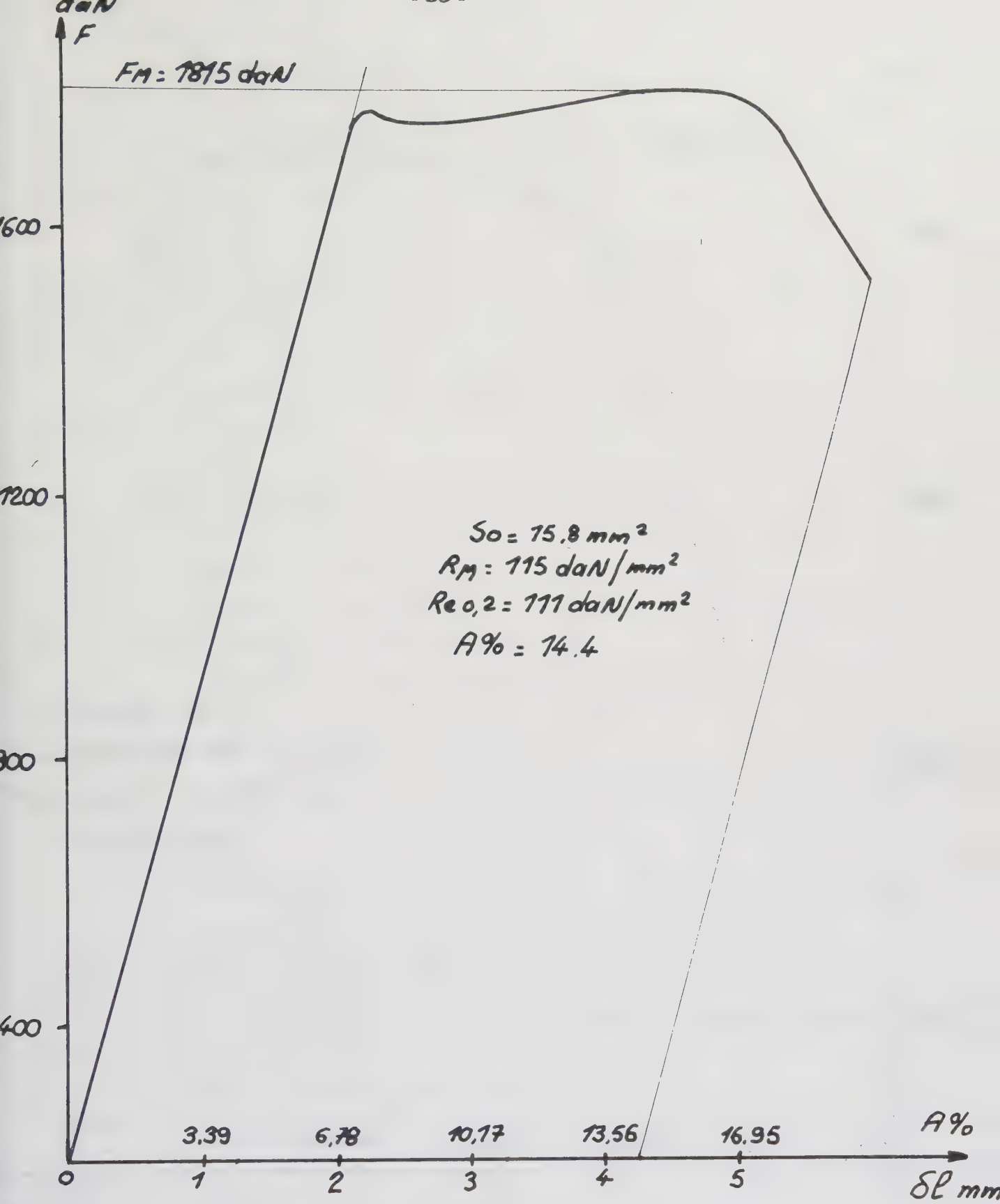


Fig. 32 - Courbe de traction de l'alliage T. A6V
métal de base, sens travers laminage

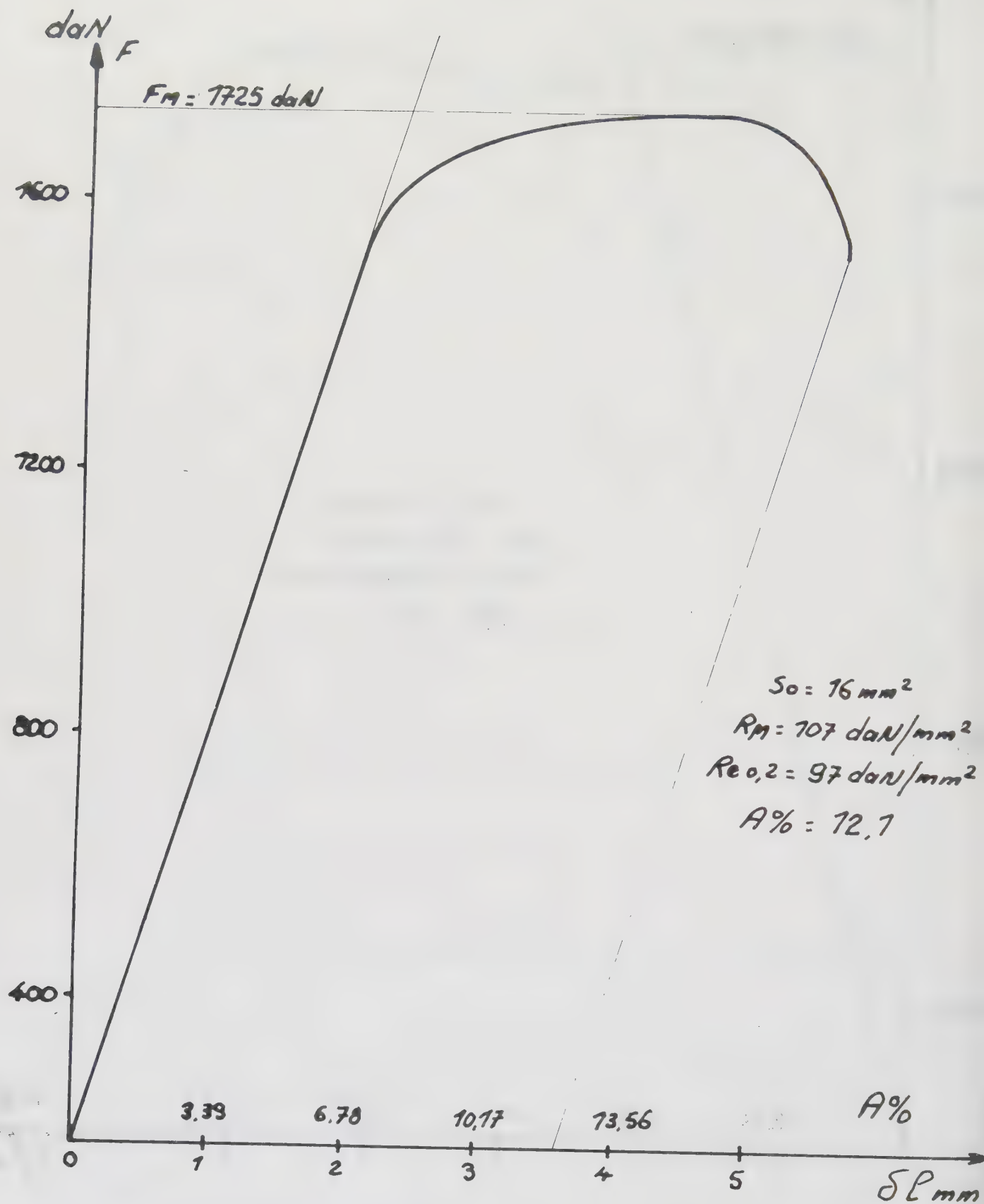


Fig. 33 - Courbe de traction de l'alliage T. A 6 V
métal de base : sens long laminage

On remarque, contrairement au métal de base, que les éprouvettes brut de soudage travers laminage possèdent une très mauvaise ductilité 3 %, figure 34, d'allongement contre 14,4 % allongement du métal de base, figure 32, donc une chute de la valeur d'allongement d'environ 80 % ; l'angle de pliage n'a diminué que de 16 % par rapport au métal de base.

Par contre, les éprouvettes brut de soudage long laminage possèdent un allongement de 3,5 % contre 12,1 %, figure 33, pour le métal de base, soit une chute de 70 % ; l'angle de pliage n'est plus que 44° contre 180° pour le métal de base, soit une diminution de 75 %, tableau 11.

La figure 40 illustre la filiation micrographique du joint soudé du T-A6V brut de soudage.

4,333— Traitements thermiques classiques du T-A6V

Nous avons pratiqué trois traitements thermiques poste soudure :

a) Traitement de Recuit :

Les pièces ont été mises dans un tube en silice sous un vide de $5 \cdot 10^{-6}$ Torr pendant le traitement (figure 69).

- Introduction directe dans un four dont la température régle à 780°C ;
- Maintien pendant 30 minutes ;
- Refroidissement toujours sous vide mais l'élément chauffant étant éloigné.

b) Traitement de Trempe :

Les pièces ont été mises dans un tube en silice avec de l'argon U en surpression (après élimination de l'air par pompage primaire et rinçage à l'argon plusieurs fois).

- Introduction directe dans le four dont la température régle à 850°C ;
- Maintien pendant trois heures ;
- Refroidissement à l'argon U pulsé, l'élément chauffant étant éloigné.

c) Traitement de Trempe et Revenu :

- Après une trempe de 2 h à 850°C, refroidissement à l'argon U pulsé comme décrit en b ;

- Nous avons pratiqué un revenu de 24 heures à 500°C refroidissement sous vide.

Le tableau 13 indique l'influence des traitements thermiques sur les propriétés mécaniques des joints soudés du T-A6V.

				Recuit	Trempe	Trempe + Revenu
		Métal de base	Brut de soudage	Joint soudé	Joint soudé	Joint soudé
Traction	Rm hbar	107	102	103	102	110
	Re hbar	97	89	97	96	101
	A %	12	3,5	5 %	6,5	6
Pliage	α°	180	44	50	50	50
	r _{mm}	2,5 × e	2,5 × e	2,5 × e	2,5 × e	2,5 × e
Dureté Vickers	M. Base	320	320	340	350	360
	Cordon		340	350	355	355
	Z.A.T.		330	345	350	350

Tableau 13 : Influence des traitements thermiques sur le joint soudé du T-A6V.

Les figures 35 à 37 illustrent les filiations de duretés pour les joints soudés ainsi traités.

La figure 42 illustre la filiation micrographique du joint soudé traité : une trempe de deux heures à 850°C plus revenu de 24 heures à 500°C.

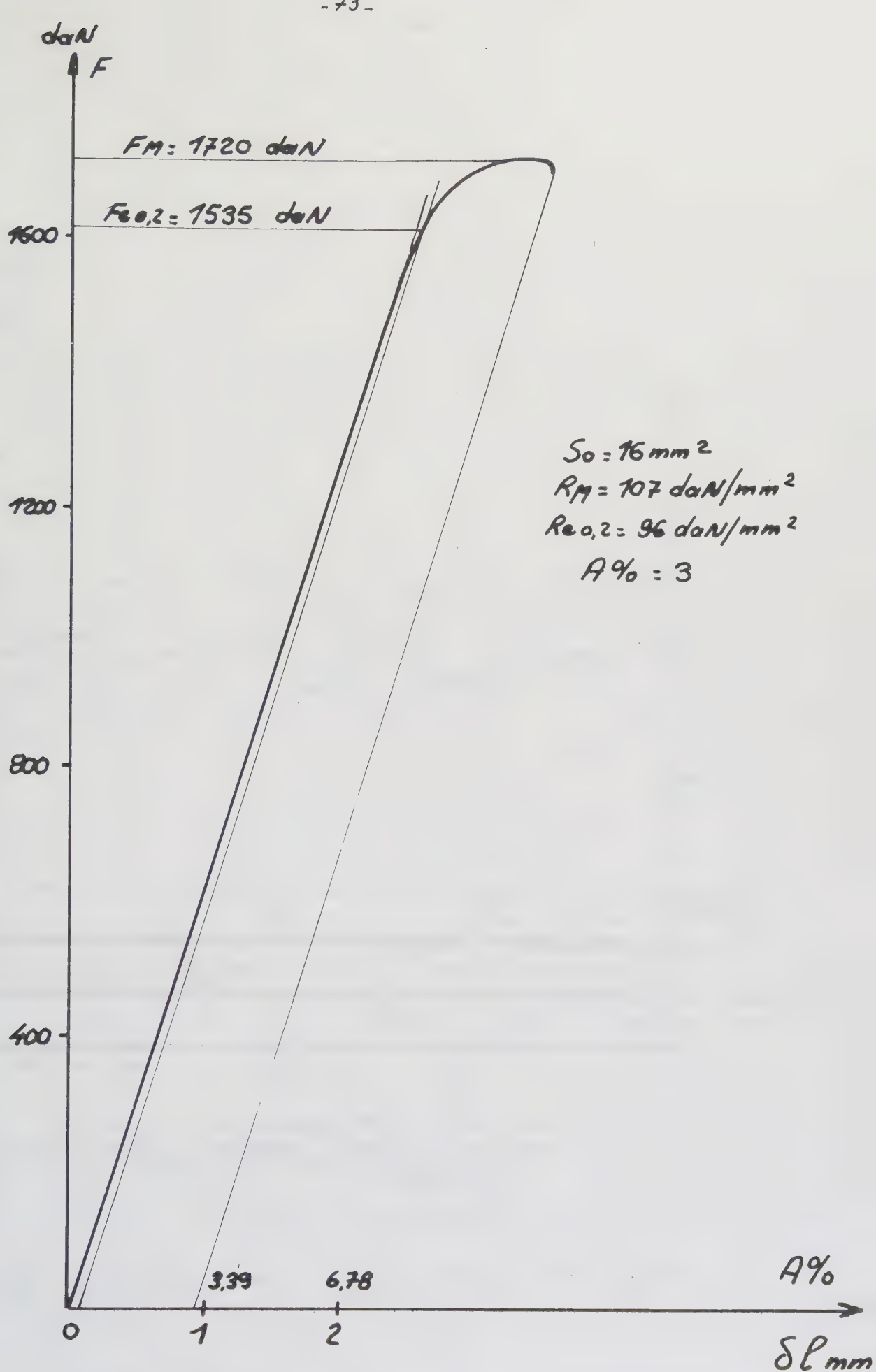


Fig. 34 - Courbe de traction du joint soudé
T. A6V

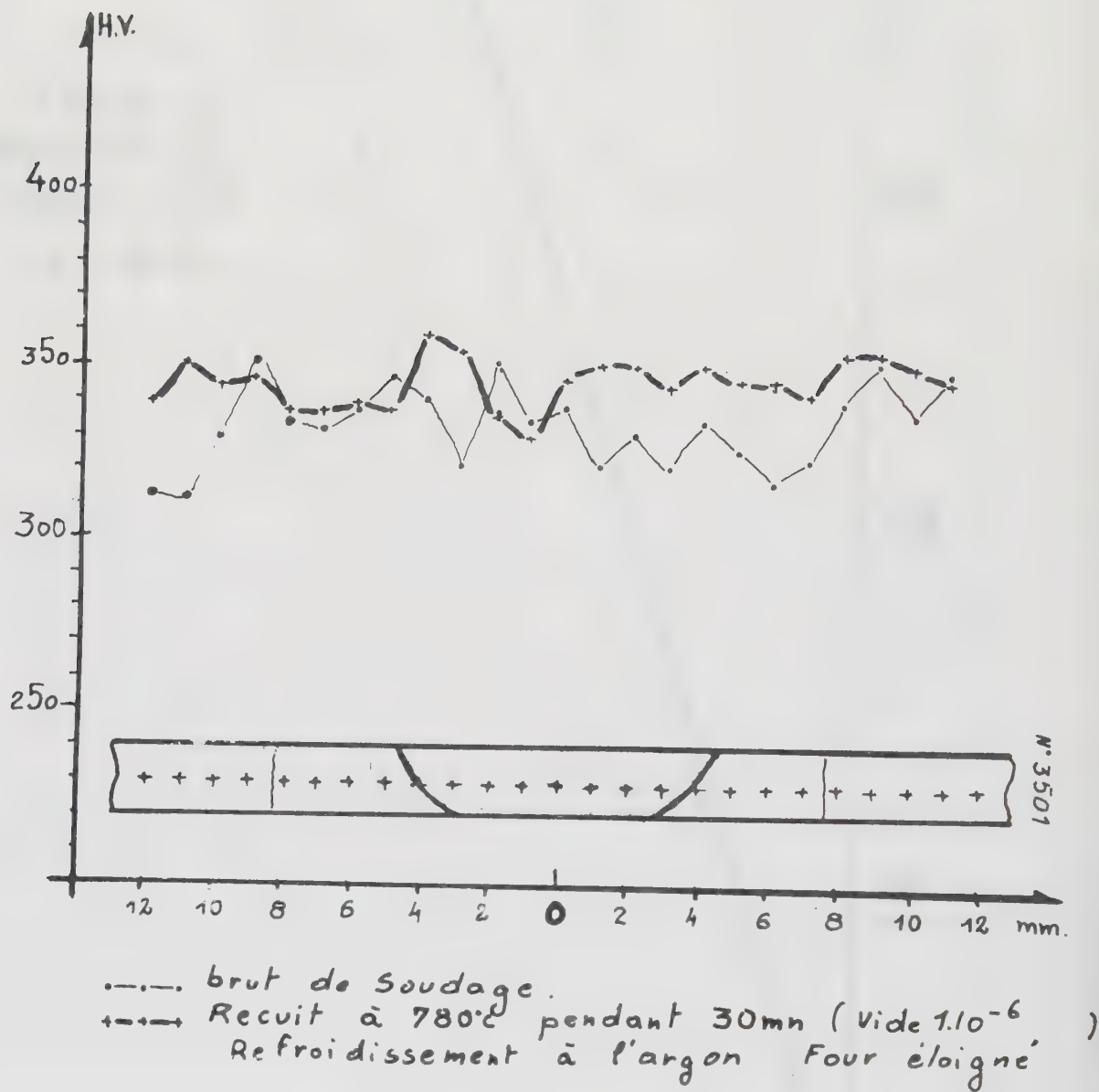
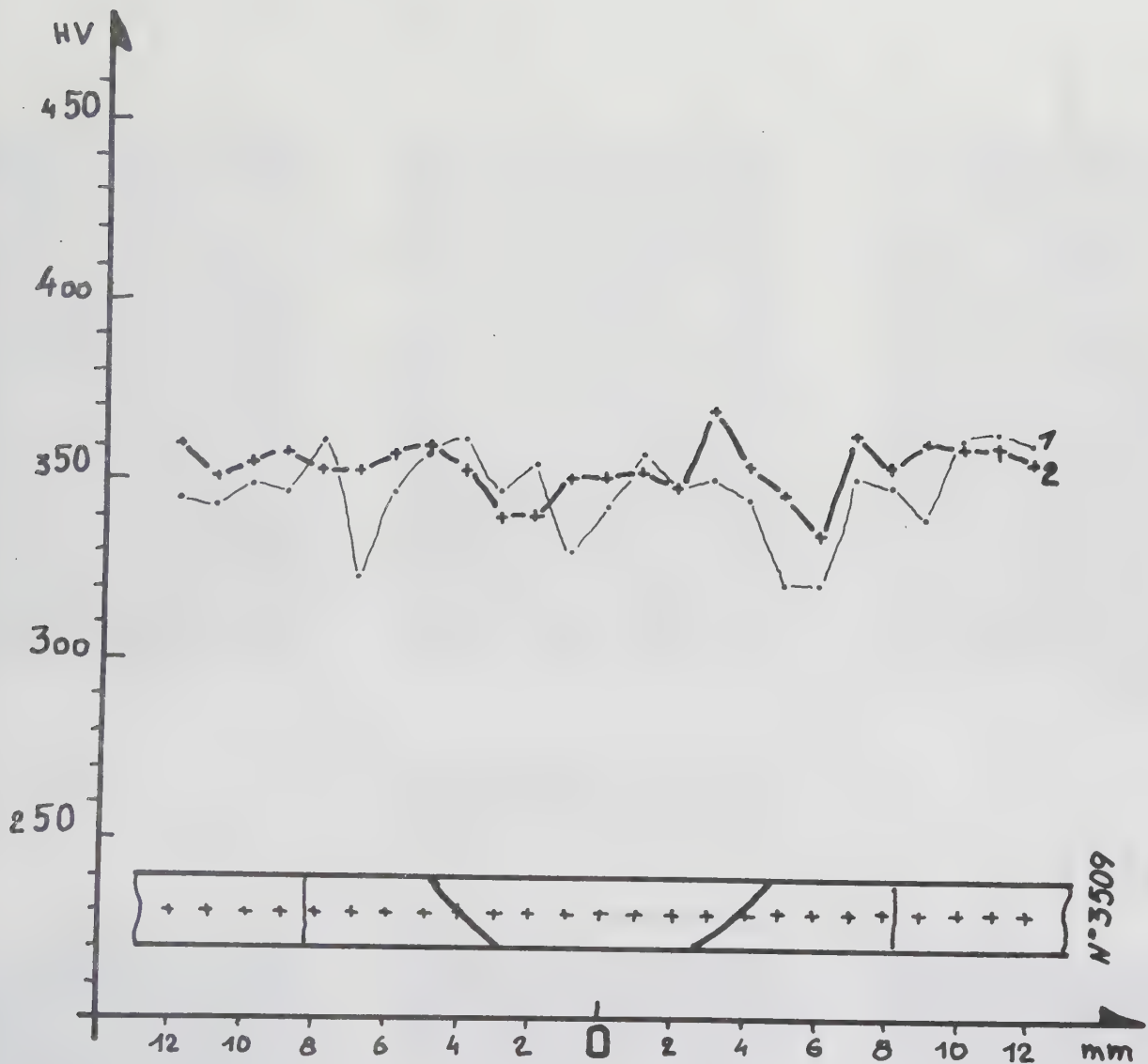


Fig. 35 - Filiation de dureté du T.A6V



1. Brut de soudage

2. Trempé à l'argon à 850°C

Fig. 36 - Filiation de dureté du T-A6V trempé

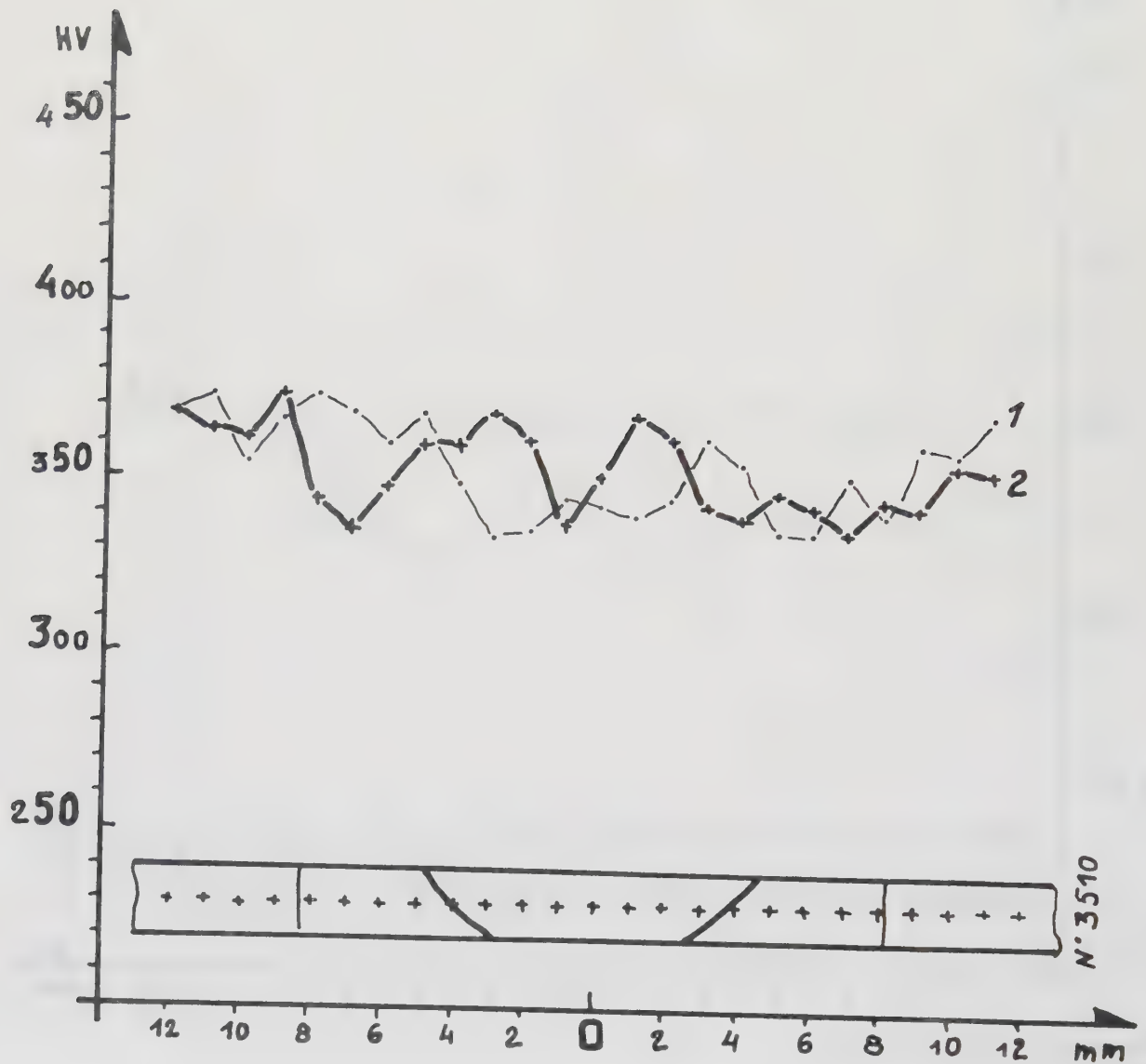
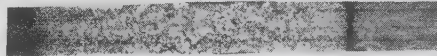
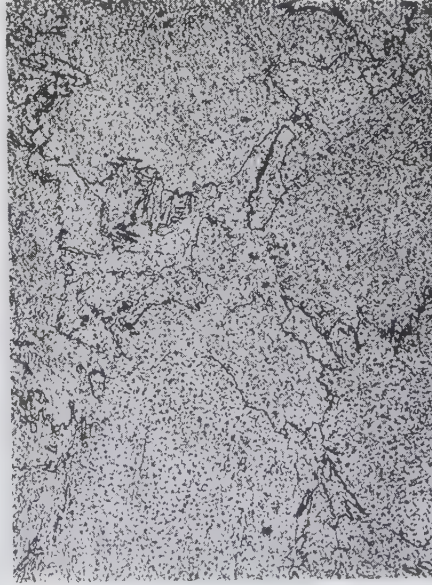
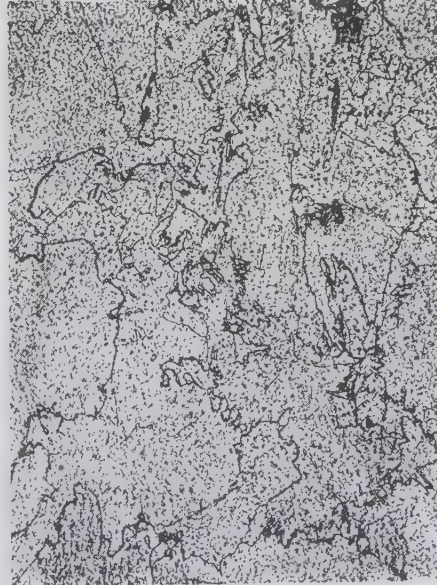


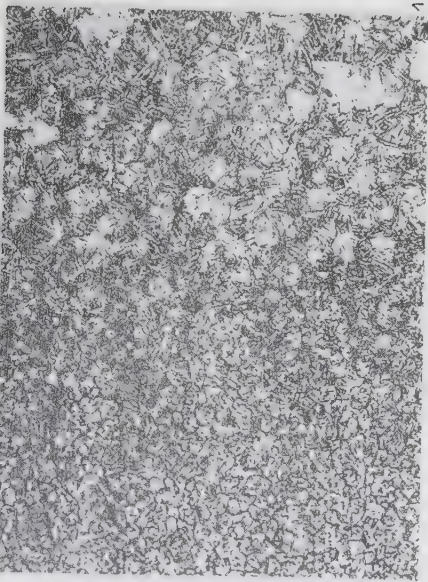
Fig.37- Filiation de dureté du T-A6V trempé et revenu
 1. Brut de soudage
 2. Trempe à l'argon à 850°C et revenu

T40 - N°21
G x100



Macro.
G x5





TU2

Gx100

N°5

Structure :

diphase α - β



2 3

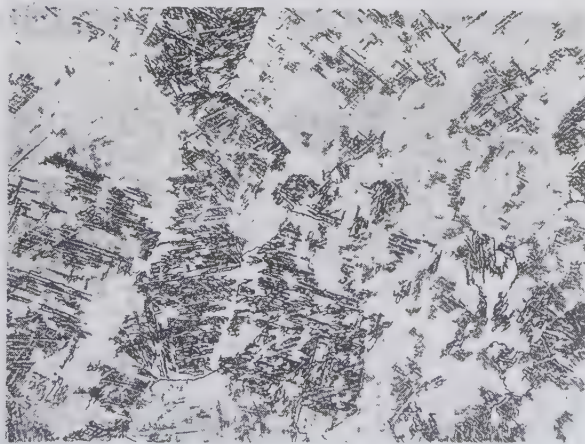
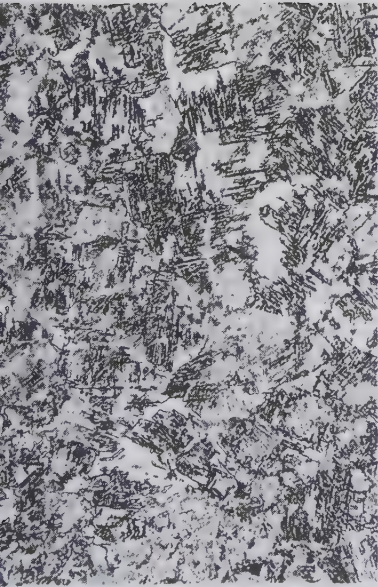


4

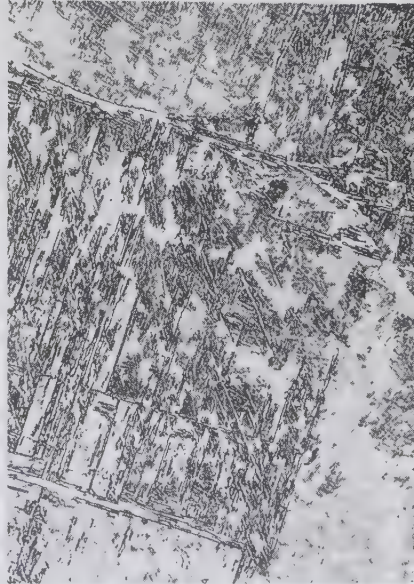
1
2
3
4



Macro
Gx5



2



4

1 2 3 4

50000

Macro
G. 5



5

T.A 6 V N° 35

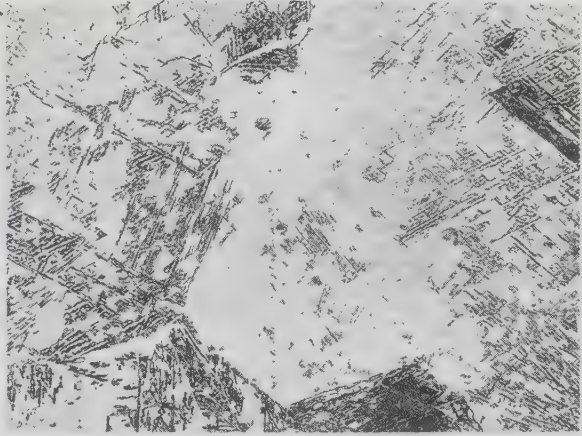
G 200

Structure diphasée α - β



6

7



8

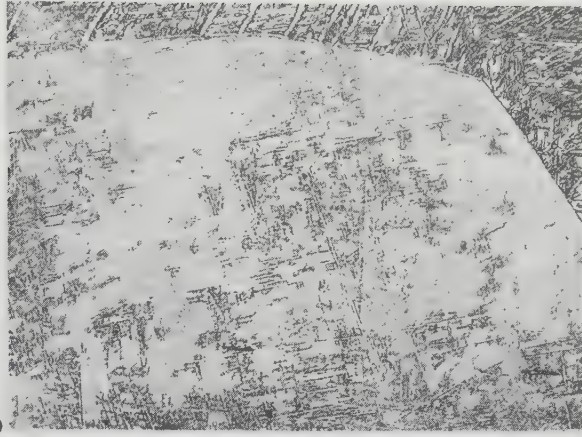




Fig. 41 T.U2

Recuit 1h à 790°C

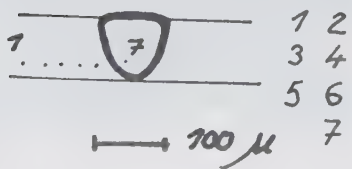
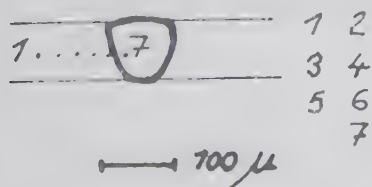




Fig. 42 T. A6V

Trampe Revenu



4,4 - RECHERCHE DE L'AMELIORATION DES PROPRIETES DES JOINTS SOUDES EN T-A6V

La très faible ductilité des joints soudés du T-A6V nous a conduit à rechercher un traitement poste soudage améliorant cette propriété.

4,41 - Structure de l'alliage T-A6V

La figure 43 représente une coupe du diagramme ternaire Ti-Al-V à 6 % d'aluminium [27].

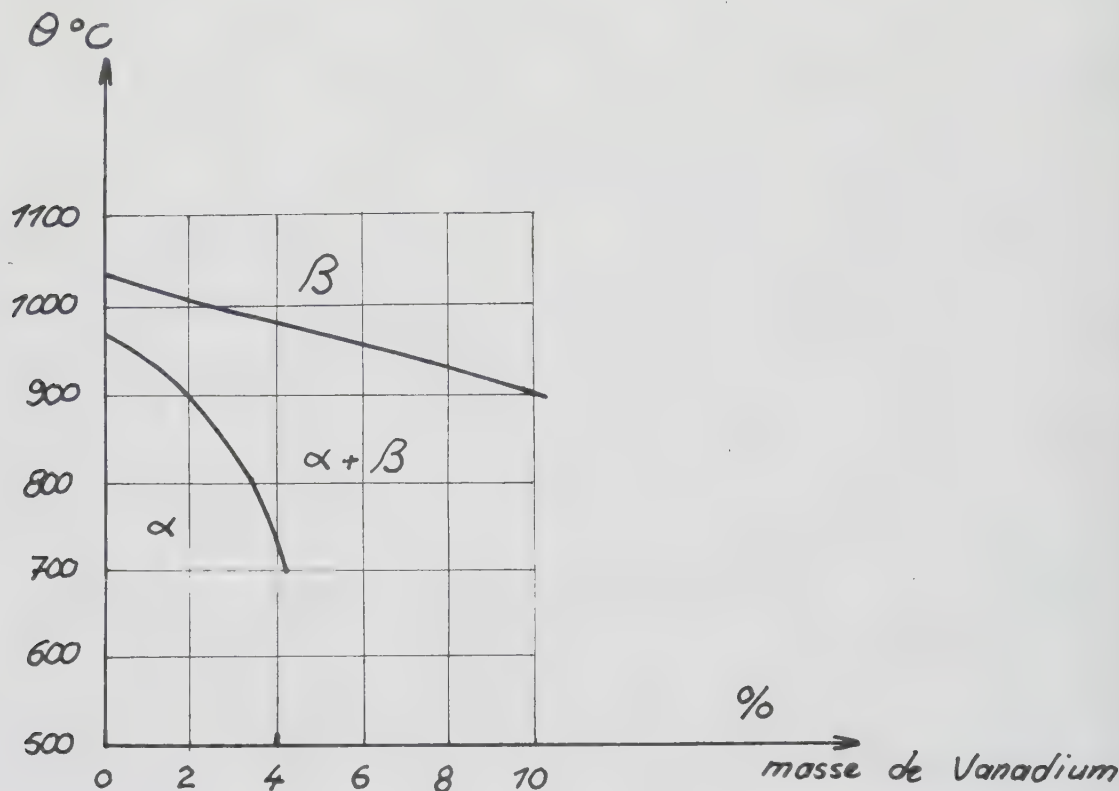


Fig. 43

A température supérieure à 980°C, l'alliage T-A6V4 à 4 % de vanadium se trouve sous la forme d'une solution solide β homogène, de réseau cubique centré. A température ordinaire, la structure d'équilibre à deux phases contient en majorité la phase α hexagonale compacte.

La variance du système Ti-Al-V est alors égale à 2. La température étant fixée, il reste encore une variable, ce qui signifie que les proportions et les compositions des phases α et β en présence dans l'alliage T-A6V ne peuvent pas être calculées directement à partir du diagramme ternaire Ti-Al-V.

Il est cependant prouvé que l'état du système est défini en fonction de sa température ; d'autres facteurs tels que la solubilité et l'affinité des éléments en solution dans le titane, entrent en jeu et trois constituants de l'alliage ne doivent pas être considérés comme indépendants les uns des autres.

Une évaluation qualitative de ces autres facteurs ainsi que l'examen des diagrammes binaires Ti-Al et Ti-V indiquent que le vanadium est très peu soluble dans la phase α , alors que l'aluminium est soluble dans α et β (un peu moins dans β que dans α).

La précipitation de phase α à partir de la phase β a donc pour effet d'enrichir la matrice β en vanadium et de l'appauvrir légèrement en aluminium.

Le vanadium abaisse la température de décomposition de la phase β et c'est ce qui explique que l'alliage T-A6V présente à froid, à l'équilibre, une structure $\alpha + \beta$ avec une très forte ségrégation du vanadium.

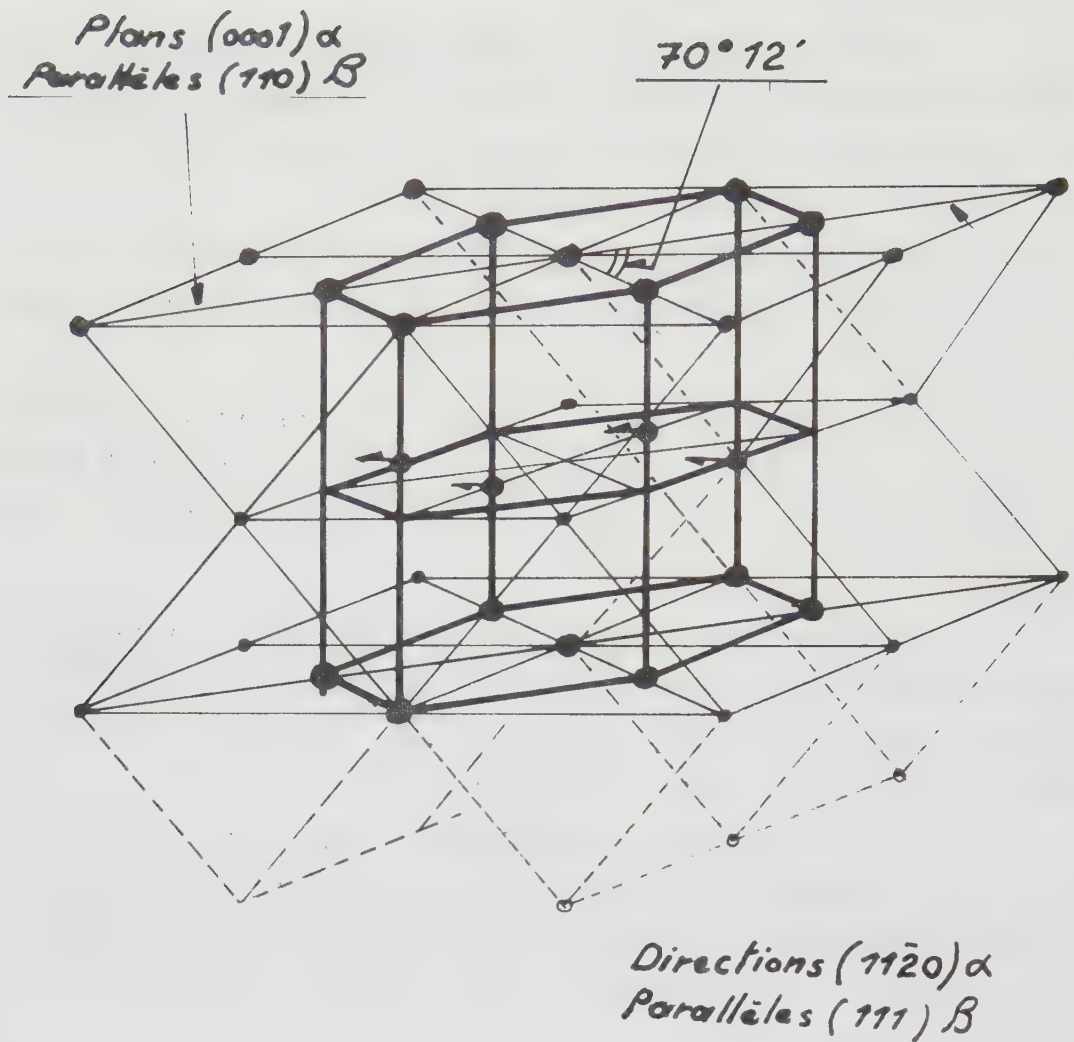
La diffusion nécessitée par l'enrichissement de la phase β explique également que les transformations, surtout à basse température, ne puissent pas se faire instantanément. C'est ainsi que l'état d'équilibre à froid est très difficilement accessible.

Il faut ajouter à ces structures d'équilibre la phase α' , produit de la décomposition martensitique de β , qui n'est autre qu'une solution solide homogène possédant le réseau hexagonal de la phase α , mais dans laquelle les concentrations sont celles de la phase β initiale dont elle est issue.

Cette phase α' , formée sans diffusion, est donc sursaturée et hors d'équilibre ; elle est par conséquent apte au durcissement structural par retour à l'équilibre, lors d'un maintien à température moyennement élevée (environ 500°). C'est le cycle classique de durcissement par trempe et vieillissement.

Seul le réseau β à température élevée est capable de contenir en solution les éléments constitutifs de l'alliage T-A6V.

Selon le mécanisme proposé par BURGERS [38] pour le zirconium la figure 44 montre que l'on peut passer de la forme cubique centrée phase β à la forme hexagonale phase α' , par un faible déplacement (inférieur à



Transformation C.C.C. $\rightarrow$ h.c.

Fig. 44 - Transformation (type martensitique) du système cubique centré (phase β) au système hexagonal compact (phase α). Les flèches représentent le déplacement des atomes en grandeur et direction et l'angle de $70^\circ 12'$ devient égal à 60° .

une distance interatomique) de quelques atomes (flèches) et à un léger réarrangement de ceux-ci (l'angle de $70^{\circ}12'$ devient 60°) ; ce qui nous rappelle le mécanisme caractéristique des réactions sans diffusion.

Dans cette transformation, on a les correspondances suivantes :

plan :	$\{110\} \beta$	//	$\{0001\} \alpha'$
directions	$[111] \beta$	//	$[11\bar{2}0] \alpha'$

Remarquons cependant que la transformation $\beta \rightarrow \alpha'$ du type martensitique se produit avec une certaine "surfusion" de 15 à 35°C [36 et 37] et que l'augmentation de dureté est pratiquement nulle ($+ 15 \text{ HV}$). Cette martensite est donc douce et relativement ductile comme dans le cas des aciers à très faibles teneurs en carbone.

De ces considérations découle le plan de transformation du T-A6V à partir de la phase β :

$\beta \rightarrow \alpha'$	par transformation martensitique
$\beta \rightarrow \alpha + \beta$	par germination et croissance
$\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$	au cours de revenus ou de trempes isothermes

4,42 - Problème de l' "hérédité" structurale

On a constaté que les structures obtenues à partir du domaine β sont aciculaires ou orientées et possèdent de mauvais allongements à l'essai de traction. D'autre part, le grain grossit de façon très importante lorsque l'alliage est porté juste au-dessus du point de transformation $\alpha + \beta \xrightarrow{\quad} \beta$.

Contrairement aux aciers, on ne peut pas l'affiner par traitement thermique ; aussi une structure correcte n'est-elle obtenue que par recristallisation après écrouissage à chaud suffisant dans le domaine diphasé $\alpha + \beta$, ce qui exige des outils puissants, la phase α étant dure et relativement plus ductile comparativement à la phase β .

L'opération de soudage du T-A6V nous donne une structure à gros grains aciculaires du cordon "brut de coulée". Un traitement thermomécanique après soudage ne pourrait être envisagé.

Pour améliorer la ductilité des structures des joints soudés, nous avons exécuté une série de traitements thermiques post-soudage.

4,43 - Traitements thermiques

Plusieurs auteurs ont étudié l'état structural du T-A6V [29 à 34]. LE MAITRE [29] nous donne les courbes de transformations en refroidissement continu du T-A6V :

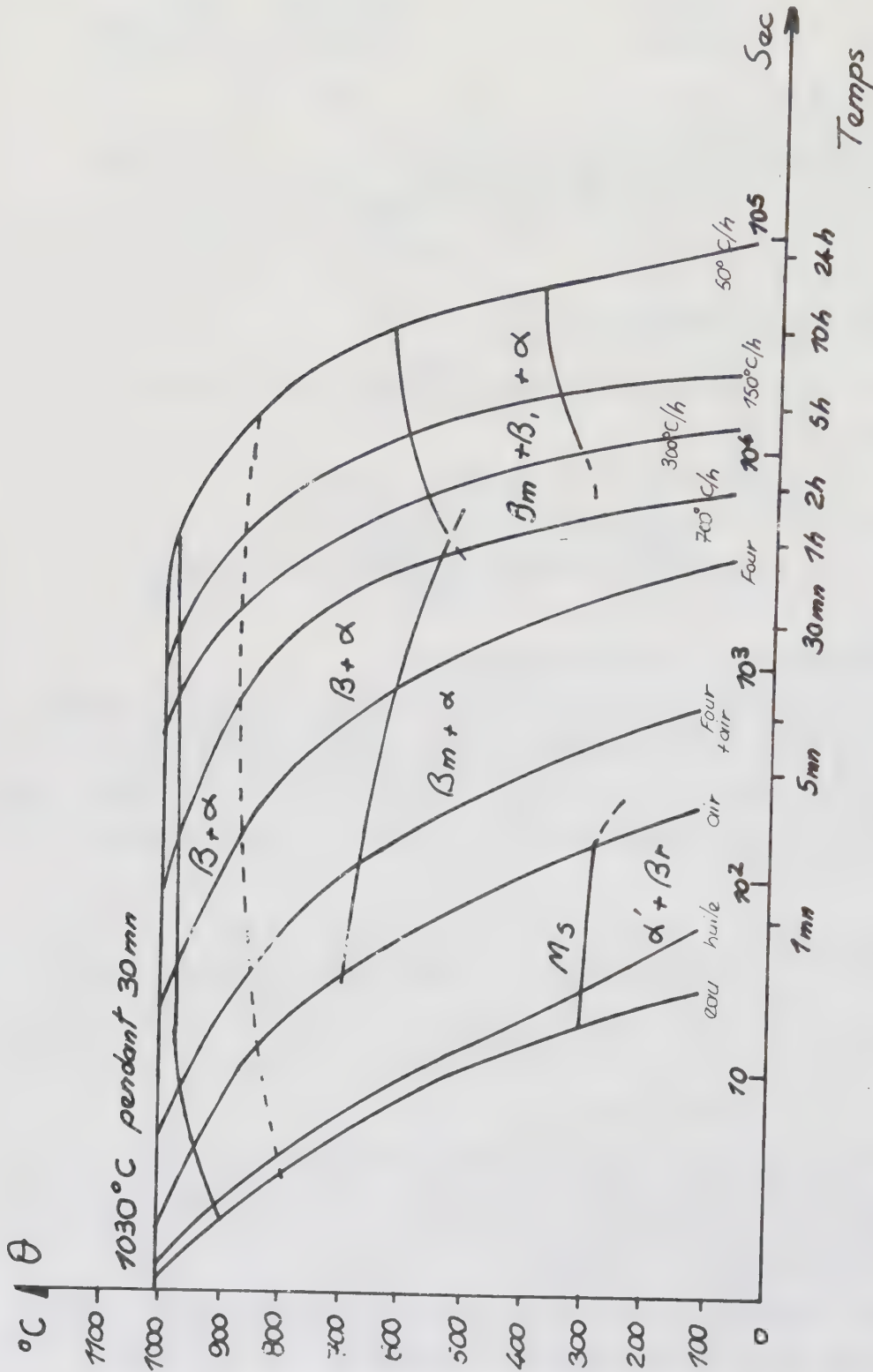


Fig. 4-5 - Diagramme de transformation en refroidissement continu (29)

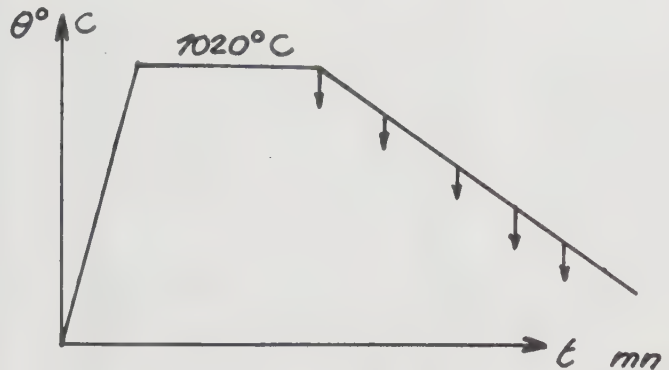
4,431 - Etude des traitements thermiques sur échantillons

1°) Description des essais

Les essais ont consisté à réaliser des cycles thermiques en refroidissements contrôlés interrompus par trempe à l'eau tous les 100°C, de 1 020°C à 400°C (Fig. 46).

Fig. 46

Schéma type des cycles thermiques utilisés

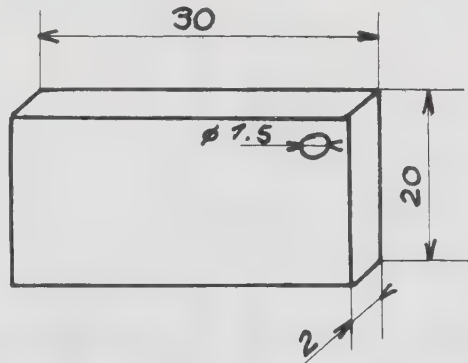


Les vitesses de refroidissements continus ont été de : 200°C/h - 150°C/h - 100°C/h et 50°C/h.

La Figure 47 représente les dimensions des échantillons utilisés.

Fig. 47

Dimensions des échantillons



Par ailleurs, les échantillons étaient homogénéisés en phase β à 1 020°C par introduction directe.

Pour éviter toute oxydation, les échantillons ont été enrobés par une solution de verre colloïdal en suspension dans l'alcool.

Lors du traitement, l'enrobage se vitrifie à haute température ($> 300^\circ\text{C}$) pour réaliser une protection efficace.

Après trempe, l'enrobage est enlevé par un polissage mécanique.

Les échantillons sont suspendus par des fils de fer dans un four classique à résistance sans protection d'argon. La nécessité d'obtenir une trempe immédiate sans temps mort, nous a conduit à bloquer les fils de suspension par des pinces "crocodiles" dont le relâchement est rapide. (Fig. 48).

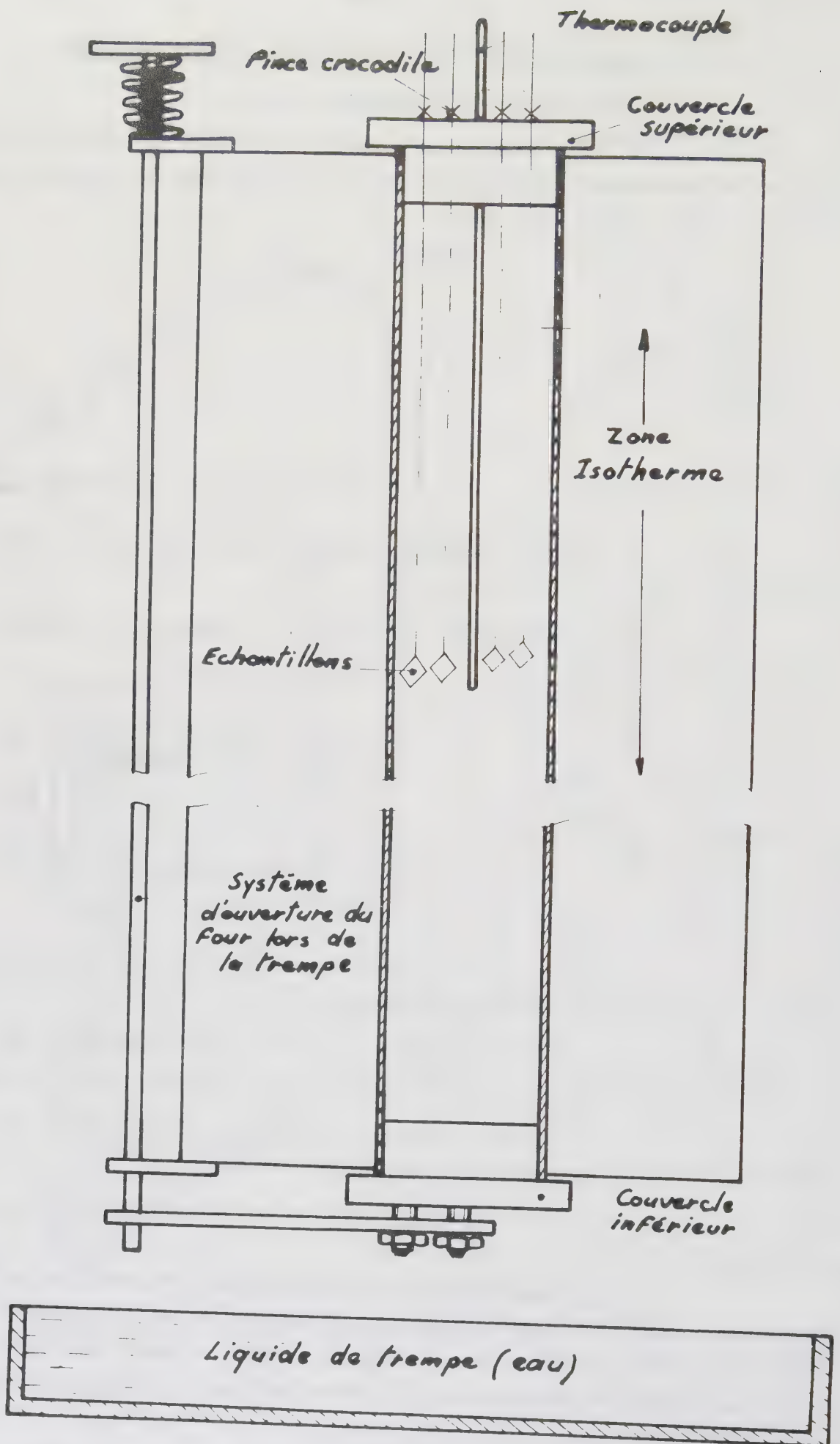


Fig. 48. Montage des échantillons au four

Les échantillons sont placés dans la zone isotherme du four où se trouve un thermocouple Pt-Pt.Rh relié à une armoire enregistreuse.

On a retenu trois temps "t" de maintien à 1 020°C
t = 30 minutes, une heure et une heure trente minutes.

2°) Essais sur métal de base

Pour cerner le problème, on a commencé par traiter des échantillons en T.A6V à l'état recuit (état de livraison).

Nous n'examinerons que le cycle thermique de la Figure 49.

a) Examens micrographiques :

Après trempe à 1 000°C, l'échantillon était entièrement martensitique α' pour les temps de maintien d'une heure et une heure trente minutes.

Pour faciliter la description, on affectera d'un indice les différents facies rencontrés pour une même phase.

Pour la trempe à 900°C, on remarque une augmentation importante de phase α sous deux aspects différents, d'une part, le constituant α_1 de texture en faisceau légèrement fragmenté et d'autre part, un constituant α_2 à structure grenue plus ou moins délimitée de même relief que le fond α'_1 . On remarque aussi une zone claire au voisinage des grains α ou dans les plages de petites dimensions enserrées entre les grains α , que nous appelons α'_2 (Fig. 50).

Pour la trempe à 800°C, la structure est composée de grains α en majorité sur un fond α'_2 , les grains α étant légèrement fragmentés.

Pour la trempe à 700°C, les grains α sont très fragmentés (Fig. 51), les contours polygonaux caractéristiques de l'"austénisation" ayant disparu.

A partir de 600°C, on remarque un retour à une texture en faisceau des grains α avec une réapparition des contours polygonaux de l'ancien grain β , comme le montre la Fig. 52.

Le traitement thermique suivant :

- introduction directe à 1 020°C
- maintien de 1 h 30 mn
- refroidissement continu à 100°C/heure
- trempe à l'eau à 700°C

donne une structure formée de grains α très fragmentés presque equiaxes (structure ayant le meilleur allongement) et de grains β métastable (β_m) non transformés.

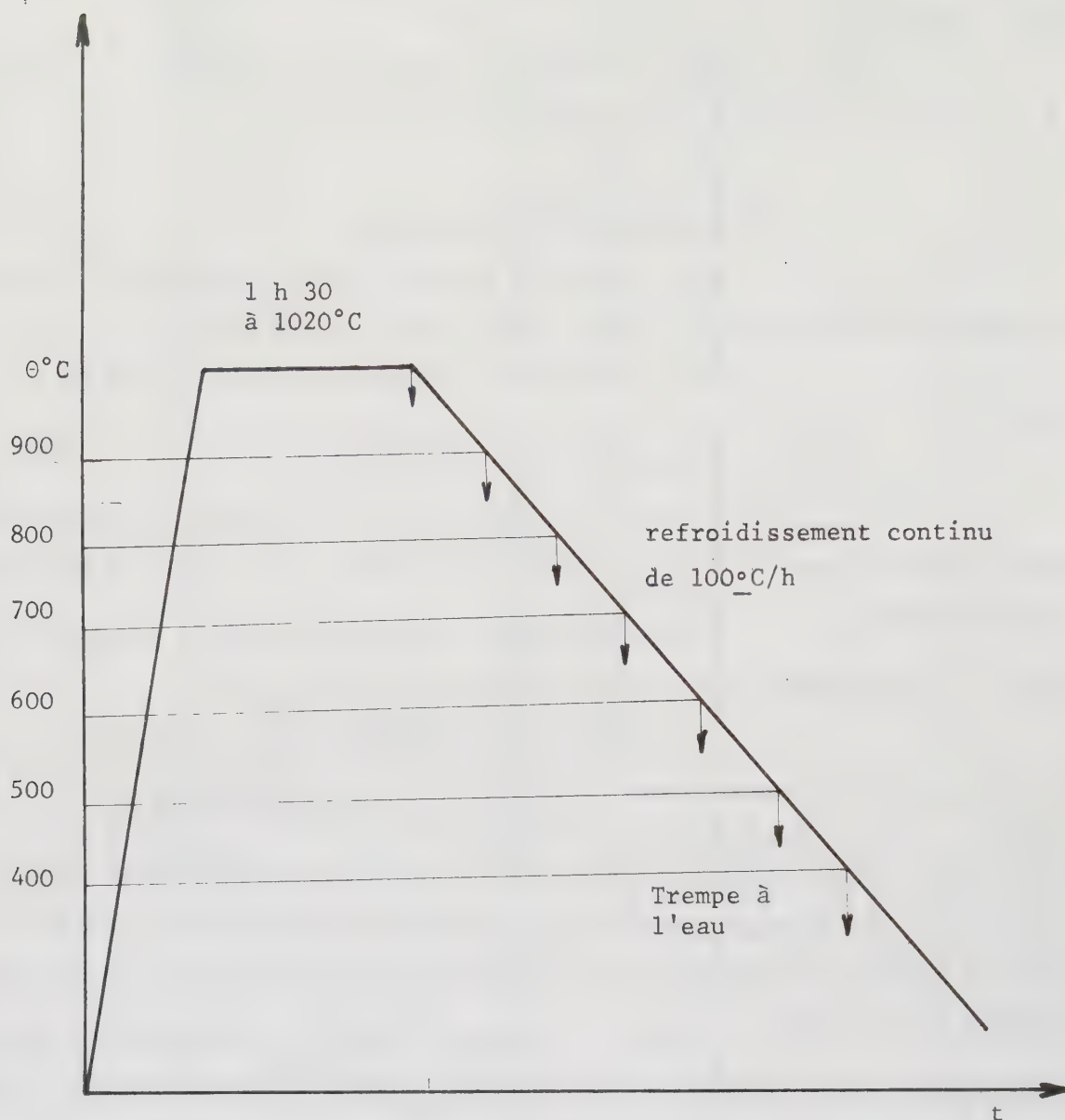


Fig 49 : Cycle thermique sur le métal de base

- Introduction directe à 1020°C
- Maintien d'une heure trente minutes
- Refroidissement continu de 100°C/h
- Trempe à l'eau tous les 100°C de 1000 à 400°C

Micrographies
Métal de base traité 1h30 à 1020°C
Refroidissement continu 100°C/h

Fig. 50 Trempe à l'eau à 900°C

Structure $\alpha_1 + \alpha_2 + \alpha'_1 + \alpha'_2$

x 800

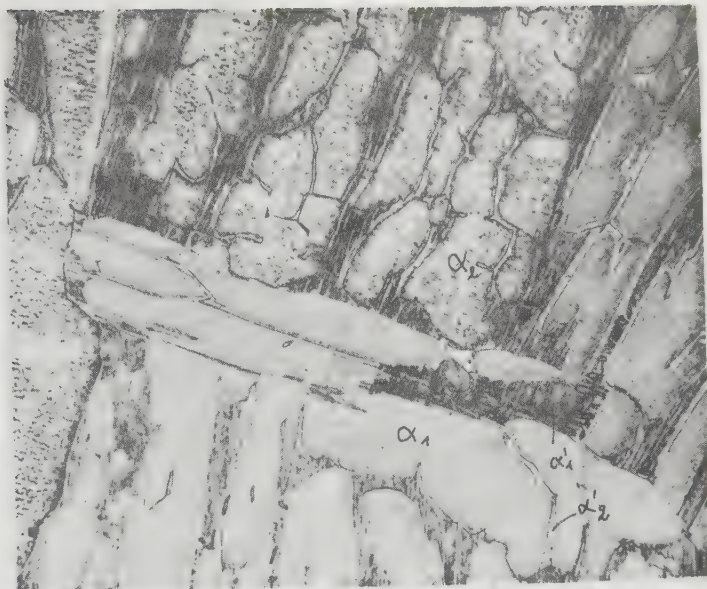


Fig. 51 Trempe à l'eau à 700°C Structure $\alpha_1 + \alpha_2 + \beta_m$
Disparition des contours polygonaux de l'ancien grain β

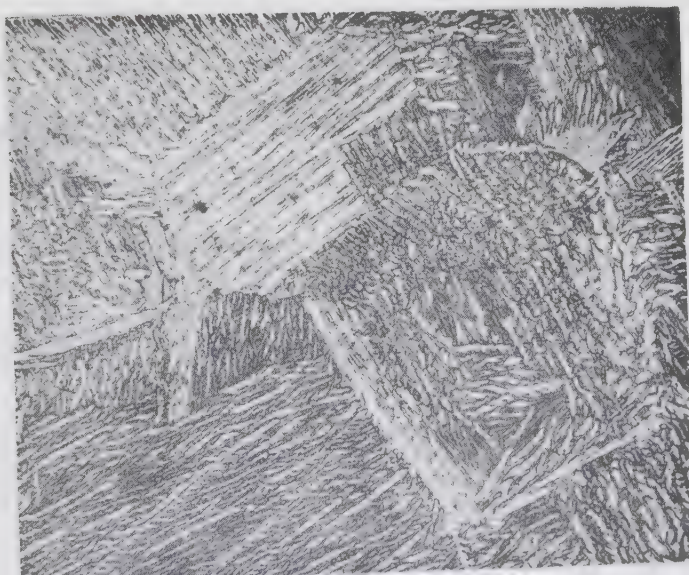


x 100



x 800

Fig. 52 Trempe eau à 600°C
Réapparition des contours
polygonaux de l'ancien grain β



x 100

b) Essais de dureté :

Les résultats des mesures de dureté H.V. (moyenne d'une vingtaine de mesures) sont reportés dans la figure 53 .

On constate une diminution assez rapide des duretés quand la température de trempe s'abaisse, en passant par un minimum marqué, vers 700°C, correspondant à la zone de transition entre la martensite α' et la phase β métastable (β_m) (figure 51).

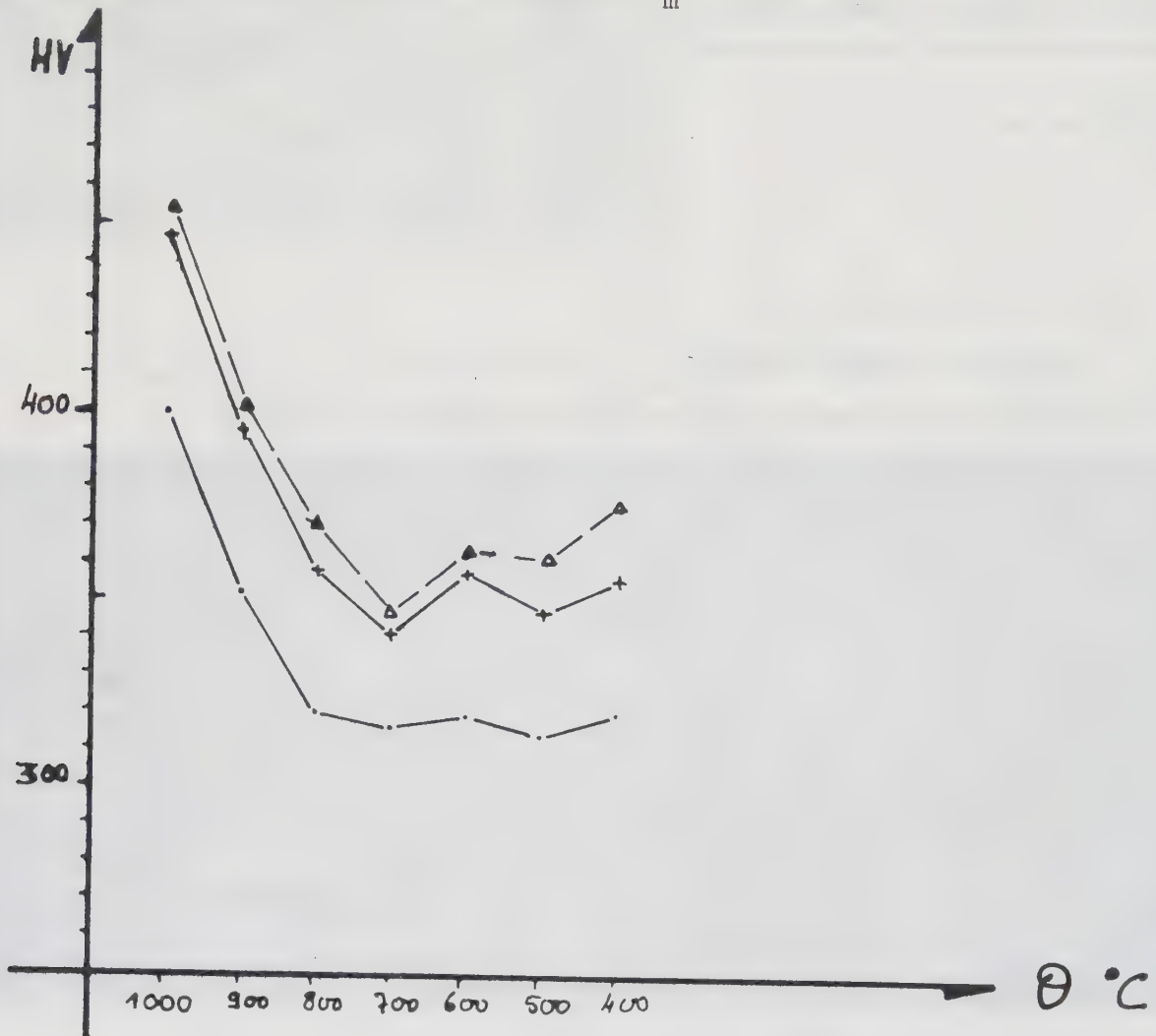


Fig 53 : Filiations de dureté sur métal de base T-A6V traité.

- Maintien à : 1020°C pendant :
 - ▲ 30 mn
 - + 1 h
 - . 1 h 30

- Refroidissement continu
100°C/heure

- Trempe à l'eau à 0°C.

3°) Essais sur des échantillons soudés

La structure du joint soudé est très différente de celle du métal de base. Il est donc nécessaire d'exécuter la même série de traitements sur des échantillons soudés.

Afin d'éviter le grossissement du grain β , on a maintenu la température légèrement supérieure à celle de la transformation $\alpha \rightarrow \beta$ (980°C).

Les deux principaux cycles thermiques sont :

a) Une introduction directe et un maintien de 45 minutes à 1000°C , suivi d'un refroidissement continu de $200^\circ\text{C}/\text{heure}$ et des trempes à l'eau à différentes températures (figure 54).

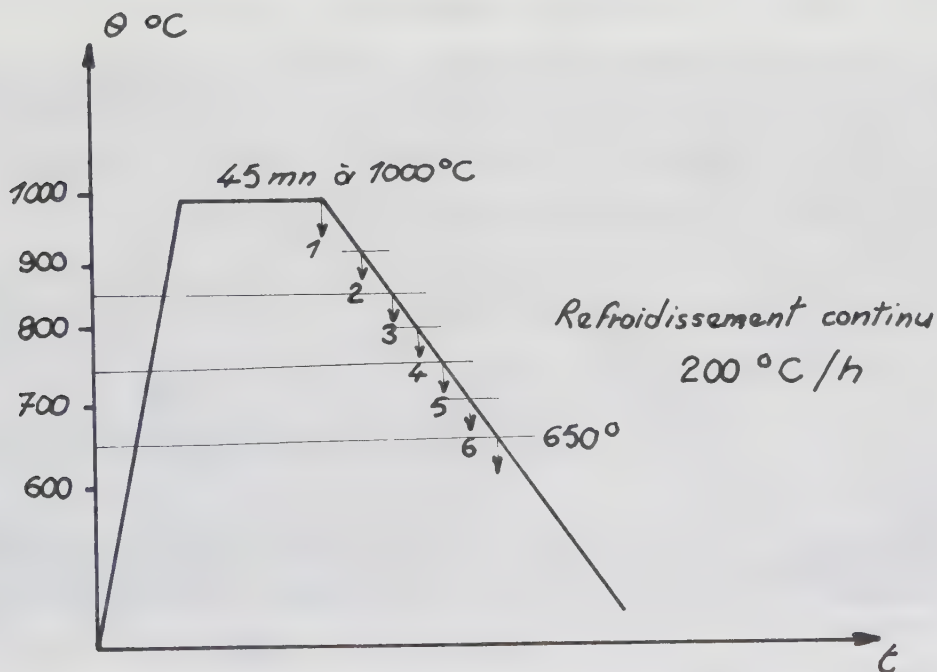


Fig 54 : Cycle thermique sur échantillons soudés.

- Pour la trempe à l'eau à 1000°C , la structure est martensitique α' avec très peu de facies α'_2 et des traces de phase α non transformée.

- Pour la trempe à 900°C, la structure est composée d'aiguilles en faisceau de phase α , sur un fond martensitique α' .

- Pour la trempe à 850°C, la structure est composée des phases α et α' . La phase α se présente sous deux facies α_1 claire et α_2 sombre. Il y a début de fragmentation de cette phase α . Une grande partie de α'_1 s'est transformée en $\alpha + \alpha'_2$.

- Pour la trempe à 800°C, on a toujours une structure $\alpha_1 + \alpha_2 + \alpha'_1 + \alpha'_2$ comme la trempe à 850°C, mais avec une fragmentation poussée de la phase α . Le facies α_2 dont la colorabilité augmente jusqu'au noir présente une proportion importante de grains hétérogènes.

- Pour la trempe à 750°C, la structure est composée de phases α et α' (avec $\alpha_1 + \alpha_2 + \alpha'_2$ pour facies). Le facies α'_1 de la phase α' s'étant transformé en $\alpha'_2 + \alpha$, il ne subsiste dans le fond que quelques aiguilles α'_1 sur un fond clair α'_2 en relief. On atteint la fragmentation maximale de la phase α (figure 55).

- Pour la trempe à 700°C, la structure est composée de $\alpha_1 + \alpha_2 + \beta_m$. Alors qu'à 750°C, (figure 55), le fond conserve son aspect clair aciculaire en relief (facies α'_2), il devient absolument plan et uniforme (phase β_m : bêta métastable) pour 700°C (figure 56).

En effet, entre ces deux températures, la stabilité de la phase β devient suffisante pour interdire la transformation martensitique lors de la trempe.

- Pour la trempe à 650°C, la structure est composée de $\alpha_1 + \alpha_2 + \beta_m$.

La morphologie de la structure évolue peu, seule diminue légèrement la quantité de la phase β_m . Le constituant α_2 devient hétérogène avec formation d'auréoles avec orientations ou ponctuations au centre des grains.

On constate aussi une réapparition des contours polygonaux de l'ancien grain β , ainsi qu'une germination de facies α_1 et α_2 devenus plus aciculaires après avoir été très fragmentés à 750°C.

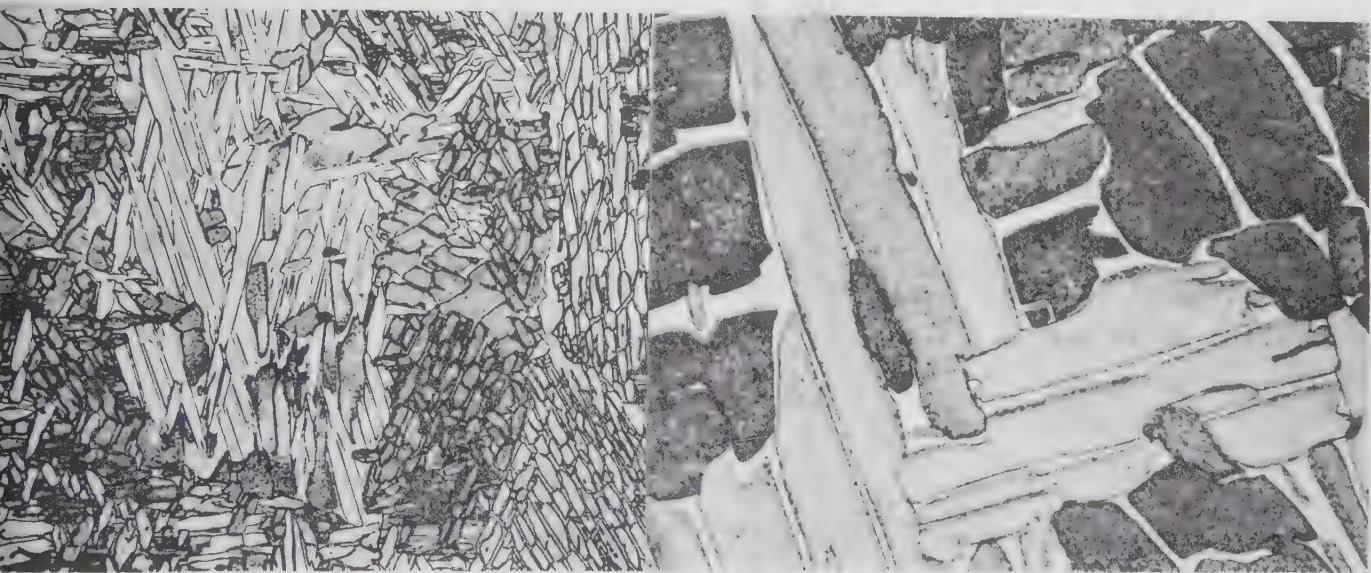
Les résultats des mesures de duretés H.V. (moyenne d'une dizaine de mesures) sont reportés dans les figure 57 pour le cordon de soudure, figure 58 pour la zone affectée thermiquement, figure 59 pour le métal de base.



x 200

x 1000

Fig. 55 Micrographies du cordon de soudure traité : 45 mn à 1000°C
 Refroidissement continu 200°C/h Trempé à l'eau à 750°C
 Structure $\alpha_1 + \alpha_2 + \alpha'_2$



x 200

x 1000

Fig. 56 Micrographies du cordon de soudure traité : 45 mn à 1000°C
 Refroidissement continu 200°C/h Trempé à l'eau à 700°C
 Structure $\alpha_1 + \alpha_2 + \beta_m$

Fig. 57

Filiation de dureté
du cordon de soudure
en fonction de la
température de trempe

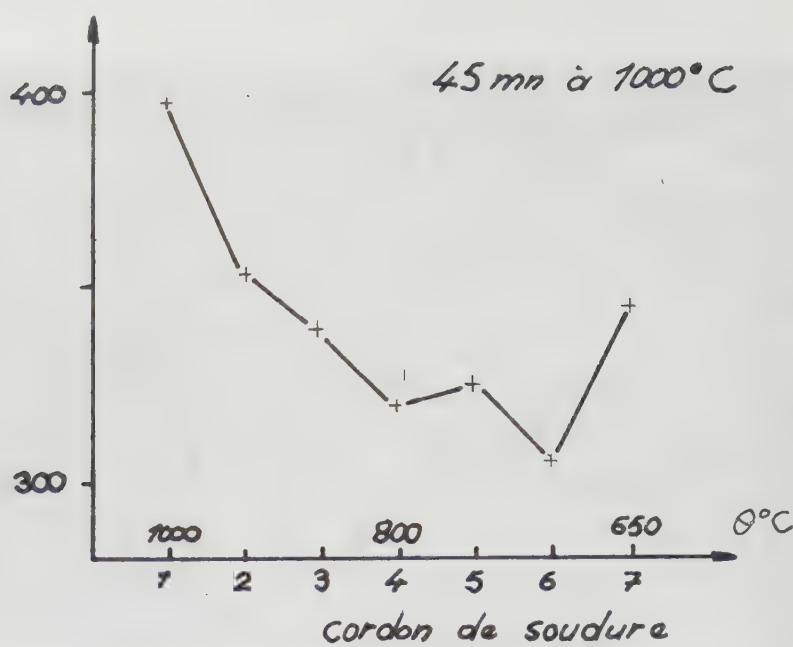


Fig. 58

Filiation de dureté
de la zone affectée
thermiquement en
fonction de la tem-
pérature de trempe

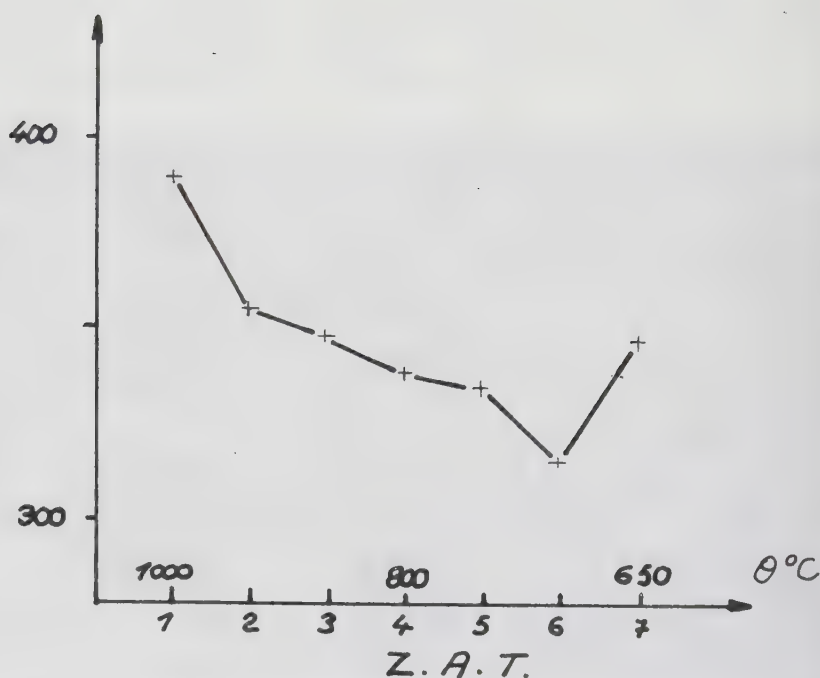
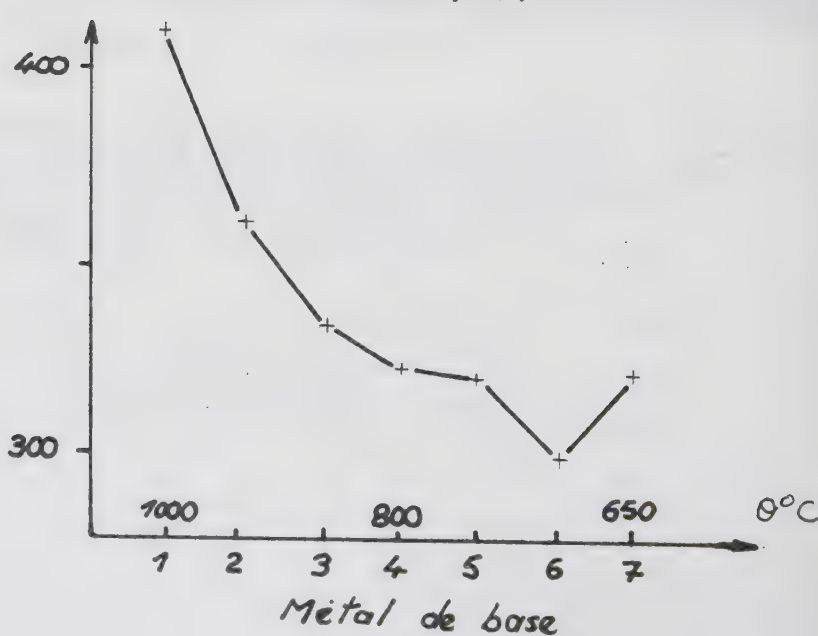


Fig. 59

Filiation de dureté
du métal de base
en fonction de la
température de trempe



On constate une diminution assez rapide des duretés quand la trempe s'abaisse, en passant par un minimum marqué vers 700°C (tout comme les cycles thermiques exécutés sur le métal de base) correspondant à la zone de transition entre la martensite α' et la phase β_m métastable (figures 55 et 56).

On remarque aussi qu'en moyenne, d'une part, les duretés du cordon de soudure et celles du métal de base sont voisines, d'autre part, les duretés de la zone affectée thermiquement sont légèrement supérieures aux précédentes.

b) Une introduction directe et un maintien d'une heure trente minutes à 990°C , suivi d'un refroidissement continu de 100°C/h et des trempes à l'eau à différentes températures (Fig. 54).

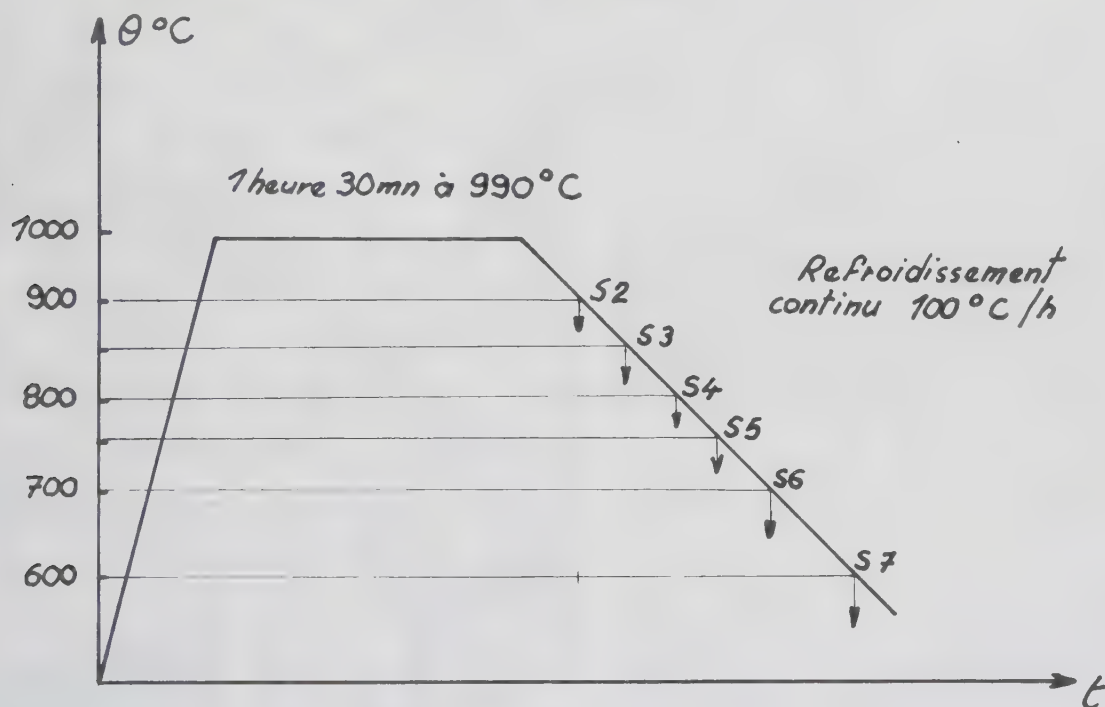
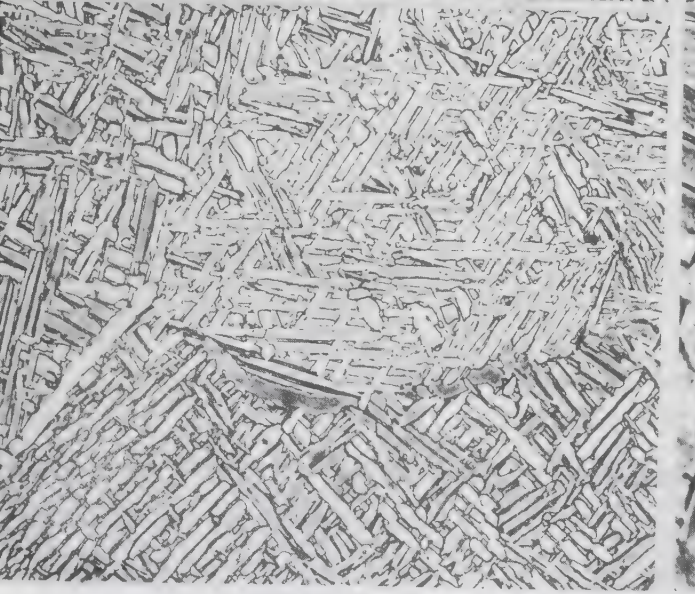
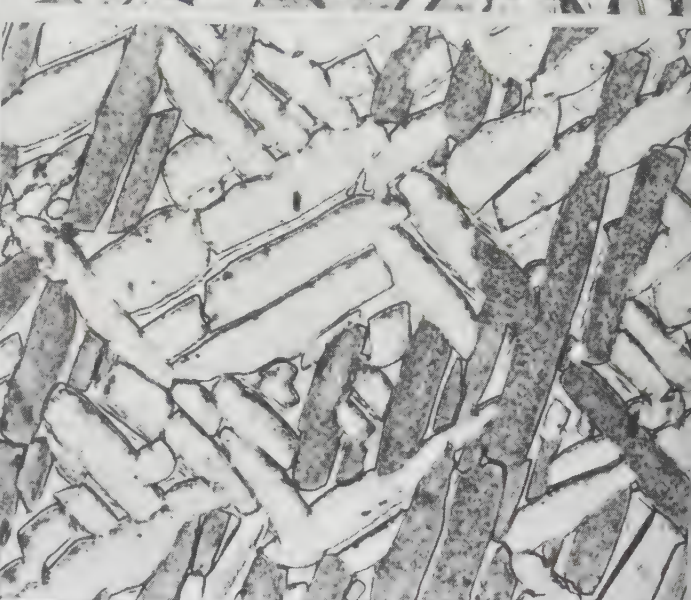
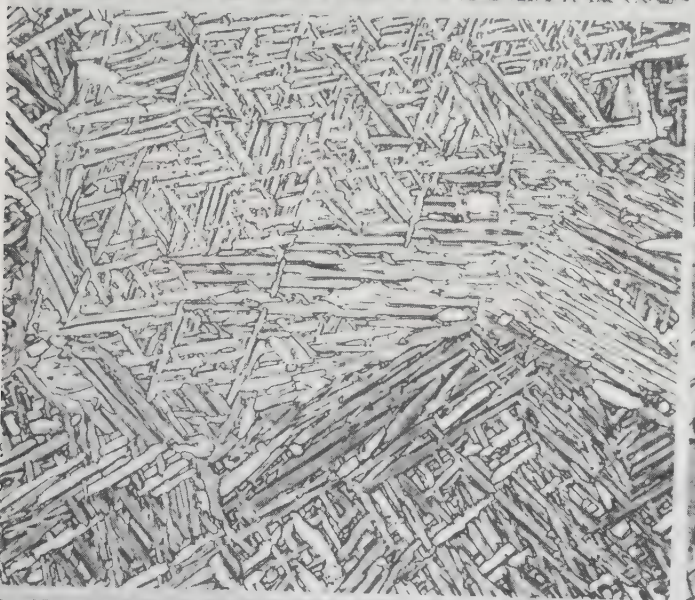
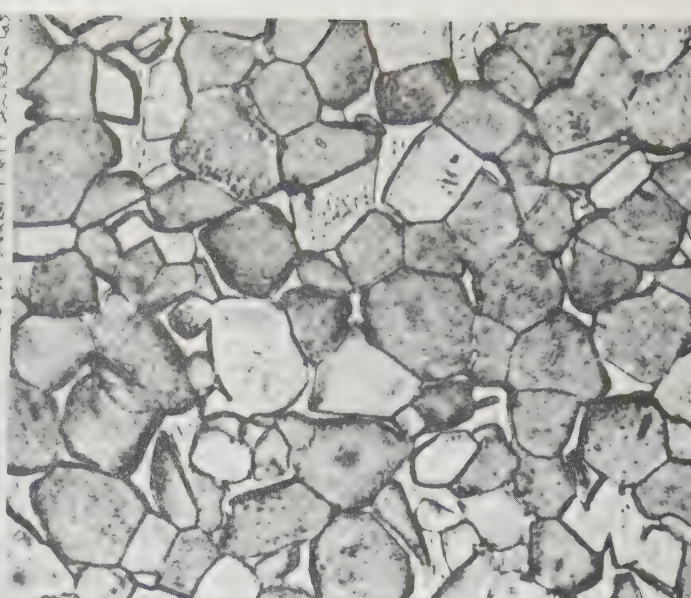
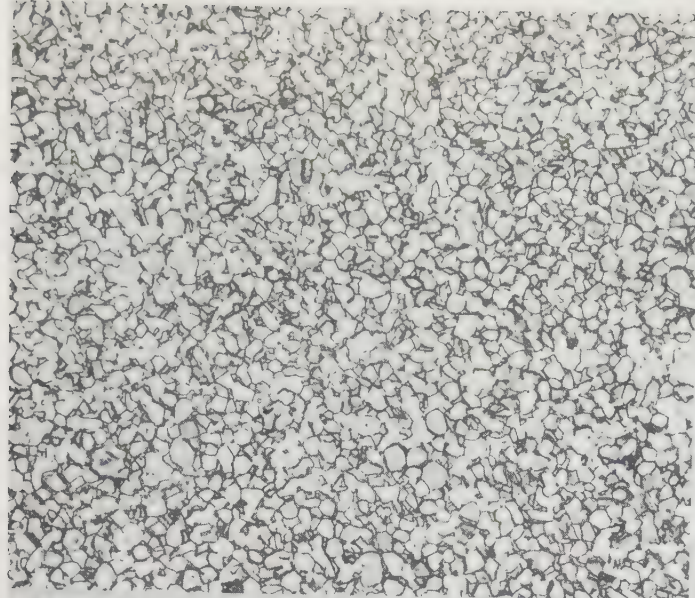


Fig. 54 - Cycle thermique sur échantillons soudés

La température de 990°C se trouvant juste au-dessus de la température de transformation $\alpha \rightarrow \beta$, permet : d'une part, par un maintien suffisant (une heure à deux heures) d'avoir dans le métal de base un équilibre entre les phases α et β , sans grossissement du grain β , avec texture équiaxe après trempe quelle que soit la température de trempe. D'autre part, d'avoir aussi des structures identiques au cycle thermique précédent (α) avec une fragmentation maximale de la phase α dans le cordon de soudure et dans la zone affectée thermiquement, comme le montrent les micrographies de la Fig. 61



x 200

x 1000

- A. Métal de base
- C. Zone affectée thermiquement
- B. Cordon de soudure

Fig. 61- Micrographies sur échantillon soudé traité
1 heure 30 mn à 990°C . Ref. cont. 100°C/h Trempe à 800°C

En ce qui concerne la dureté, on remarque le même phénomène que précédemment à 700°C : baisse de dureté correspondant à la zone de transition entre la martensite α' et la phase β_m métastable. Les filiations de dureté sont reportés dans les figures 62 à 68.

Fig. 62
Trempe eau à 900°C
Filiation de dureté

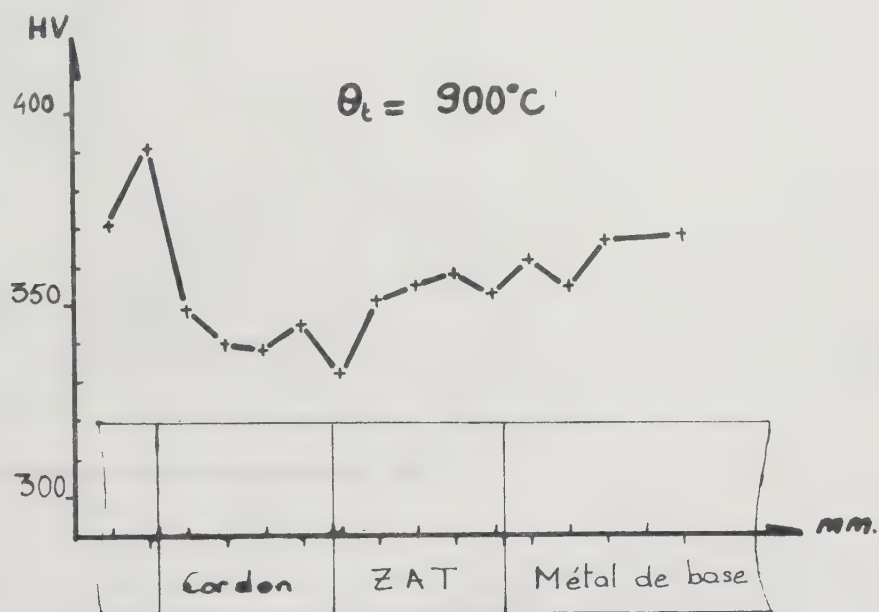


Fig. 63
Trempe eau à 850°C
Filiation de dureté

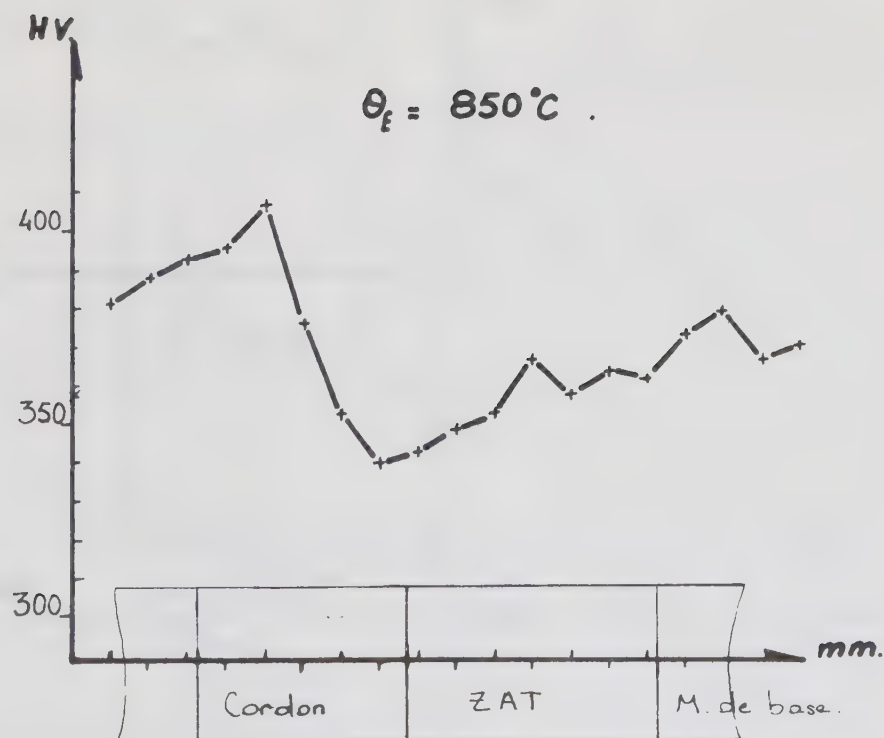


Fig. 64

Trempe eau à 800°C
Filiation de dureté

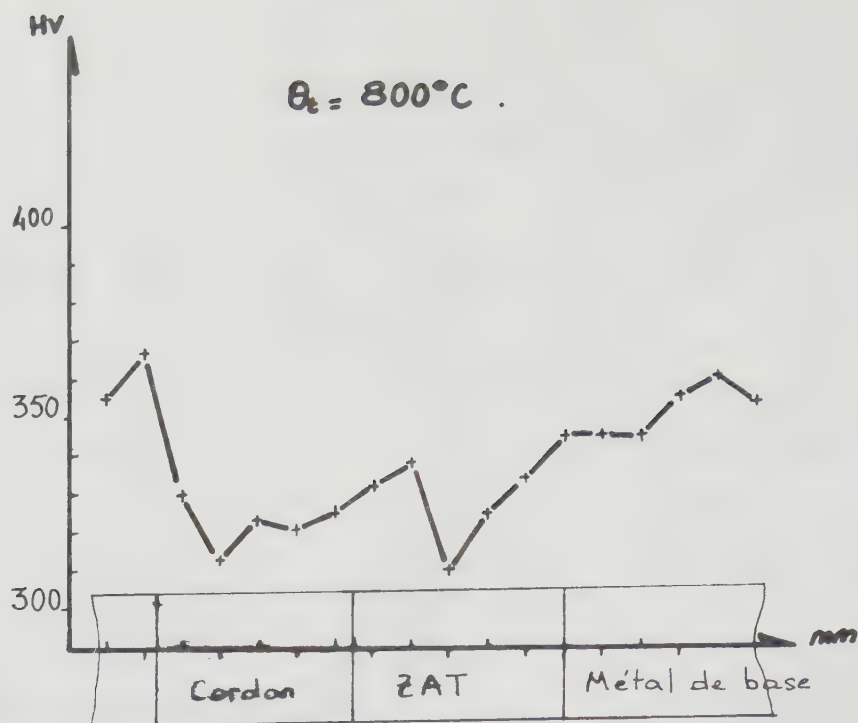


Fig. 65

Trempe eau à 750°C
Filiation de dureté

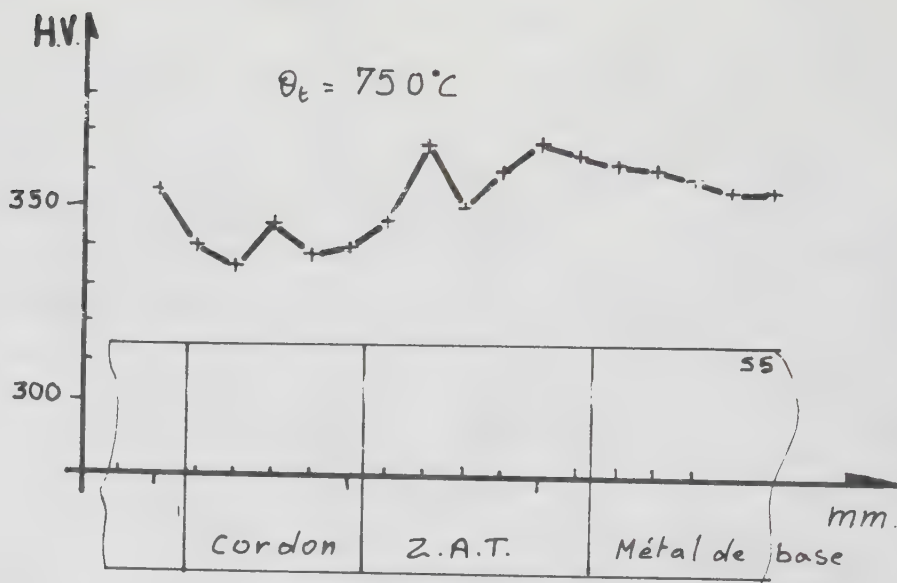


Fig. 66

Trempe eau à 700°C
Filiation de dureté

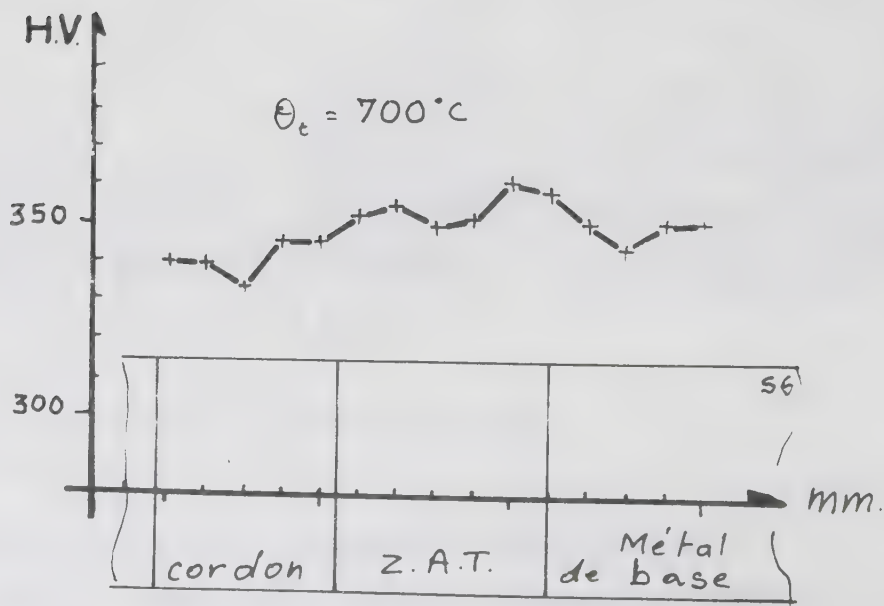
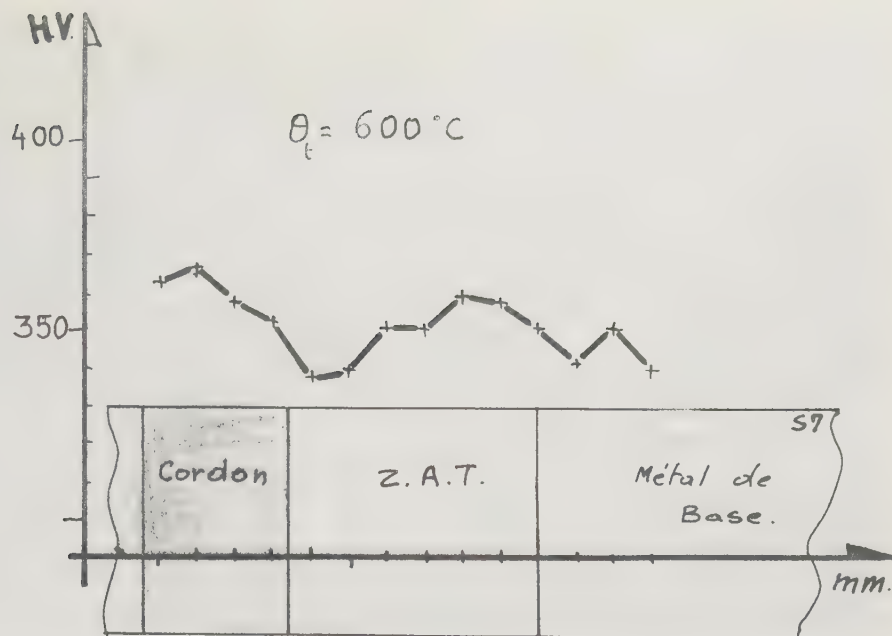


Fig. 67

Trempe à l'eau à
600°C.

Filiation de dureté

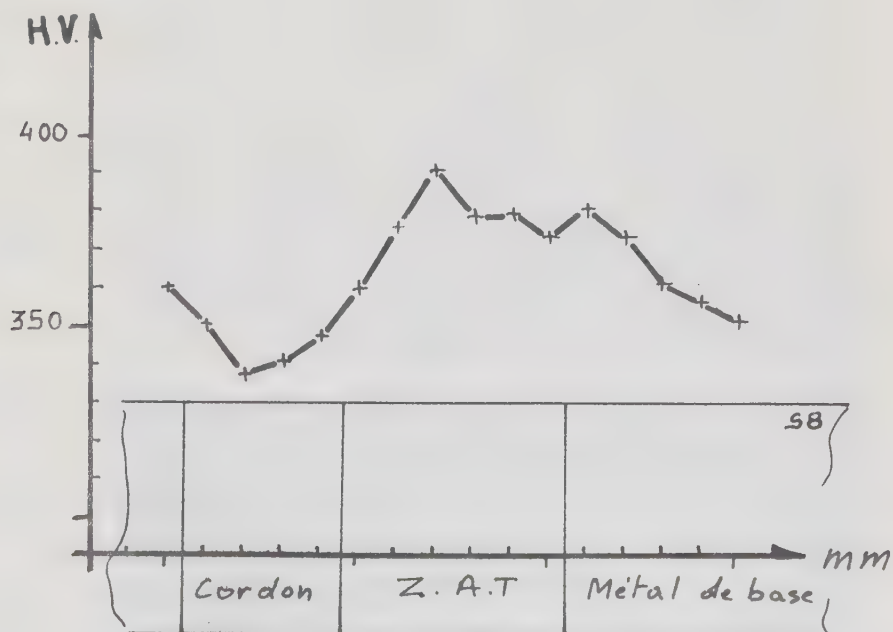


On a exécuté une série de traitements de revenu sur ces échantillons (12 h à 600°C). On constate une augmentation de la dureté pour la zone affectée thermiquement, une légère baisse de la dureté pour le cordon de soudure.

Fig. 68

Trempe à l'eau à
600°C puis un revenu
de 12 h à 600°C.

Filiation de dureté.



4,432 - Etude de traitements thermiques sur éprouvettes

Suite à l'étude structurale 4,431 nous avons entrepris d'observer l'influence des différentes structures sur les caractéristiques mécaniques : résistance à la rupture,
limite élastique,
allongement,
angle de pliage
et dureté.: H.V.

L'épaisseur de 2 mm des éprouvettes, relativement faible, ne permettant pas un meulage après traitement pour enlever l'enrobage vitrifié, nous a obligé à faire les traitements thermiques dans un four sous vide de 5.10^{-6} Torr.

La trempe à l'eau est remplacée par une trempe à l'argon. Il faut tenir compte des vitesses d'échauffement et de refroidissement du tube sous vide, les figures 71 & 72 nous indiquent les courbes de montée et de descente en température du four utilisé avec introduction directe à 995°C et refroidissement jusqu'à 850°C.

En tenant compte des résultats obtenus au 4,431, nous avons exécuté les traitements qui donnaient les meilleures structures : phase α très fragmentée presque équiaxe + α' .

Les principaux traitements positifs sont :

* Traitement A1 :

- introduction directe à 990°C
- maintien une heure
- refroidissement continu 200°C/heure
- trempe à l'argon à 750°C.

Les caractéristiques mécaniques obtenues sont indiquées dans le tableau 14 ; on remarque une amélioration de la ductilité, soient :

Fig. 69

Montage de deux
fours sous vide

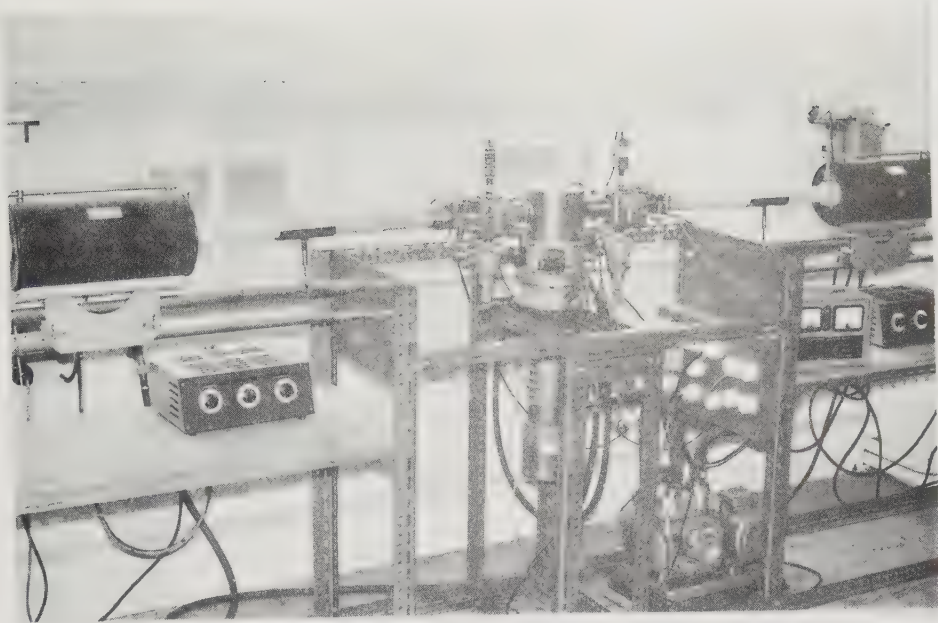
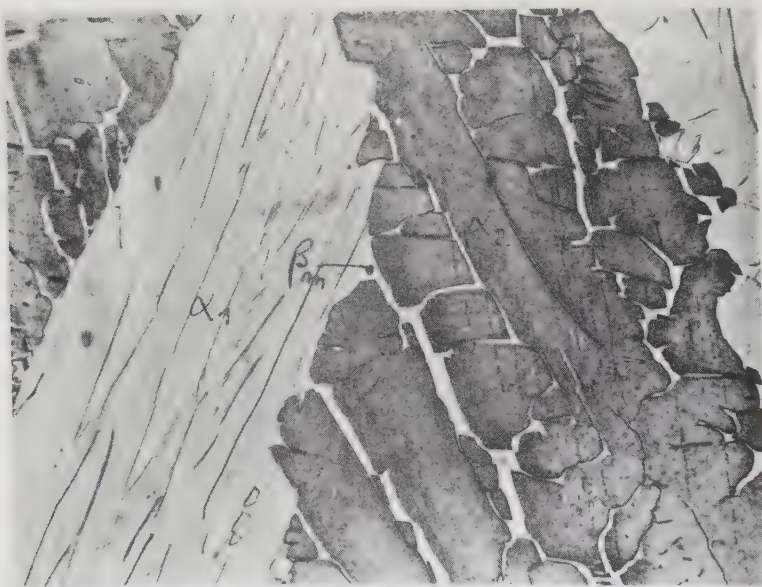


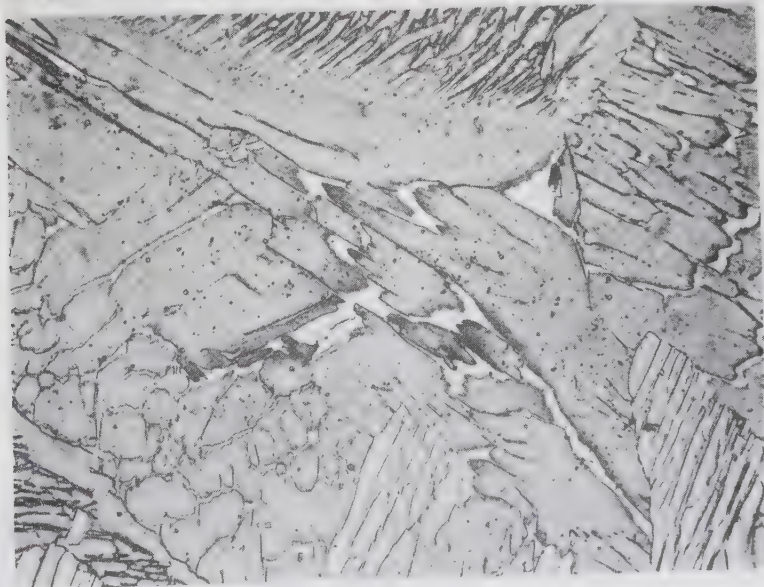
Fig. 70

x 500

Mi. a : Micrographie
obtenu après traitement
cycle A_1
Structure $\alpha_1 + \alpha_2 + \beta_m$



Mi. b : Micrographie
obtenu après traitement
cycle B_1
Structure $\alpha_1 + \alpha_2 + \beta_m$



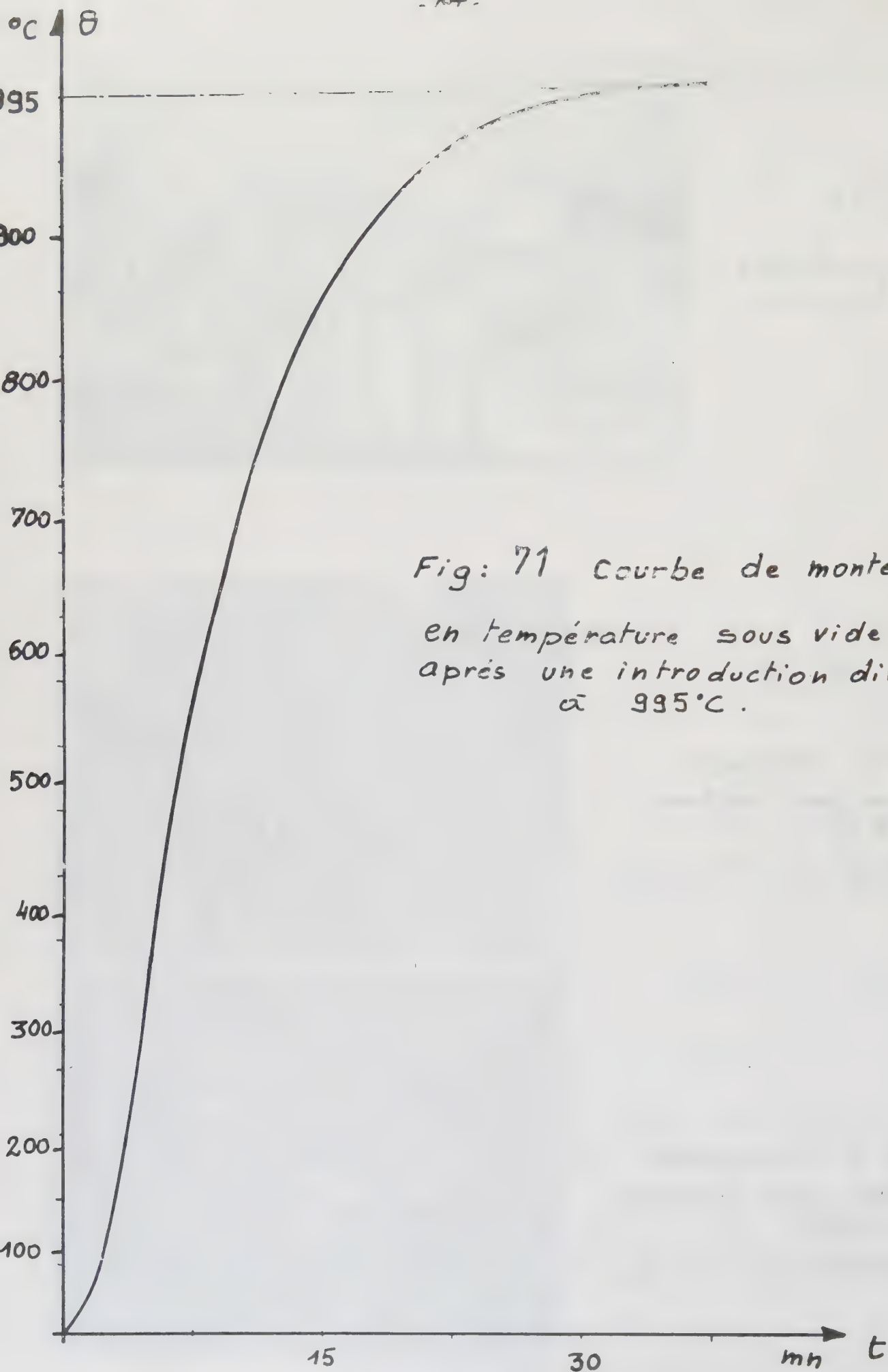


Fig: 71 Courbe de montée
en température sous vide
après une introduction directe
à 935°C .

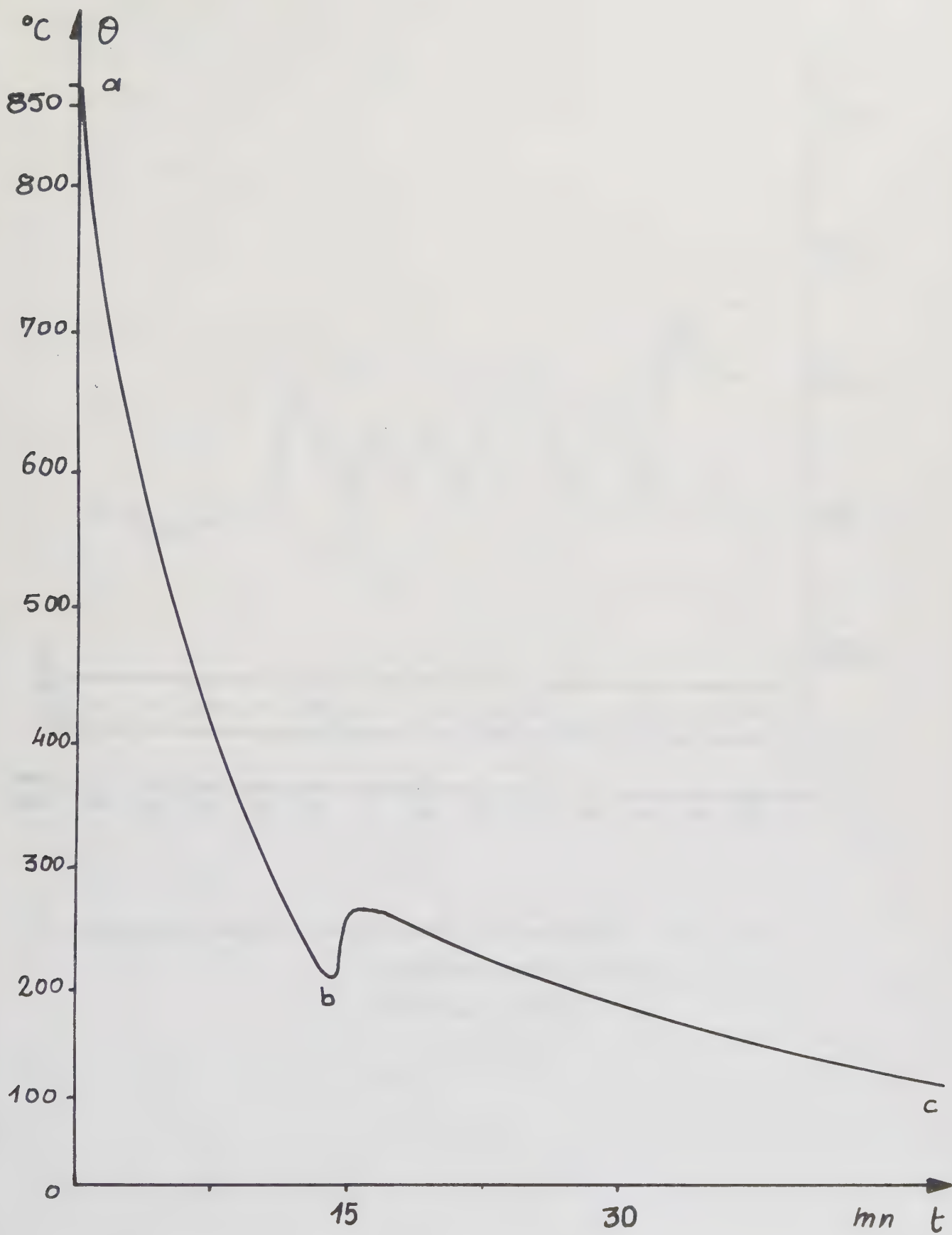


Fig: 72 Courbe de refroidissement
 ab: sous argon - bc: sans argon

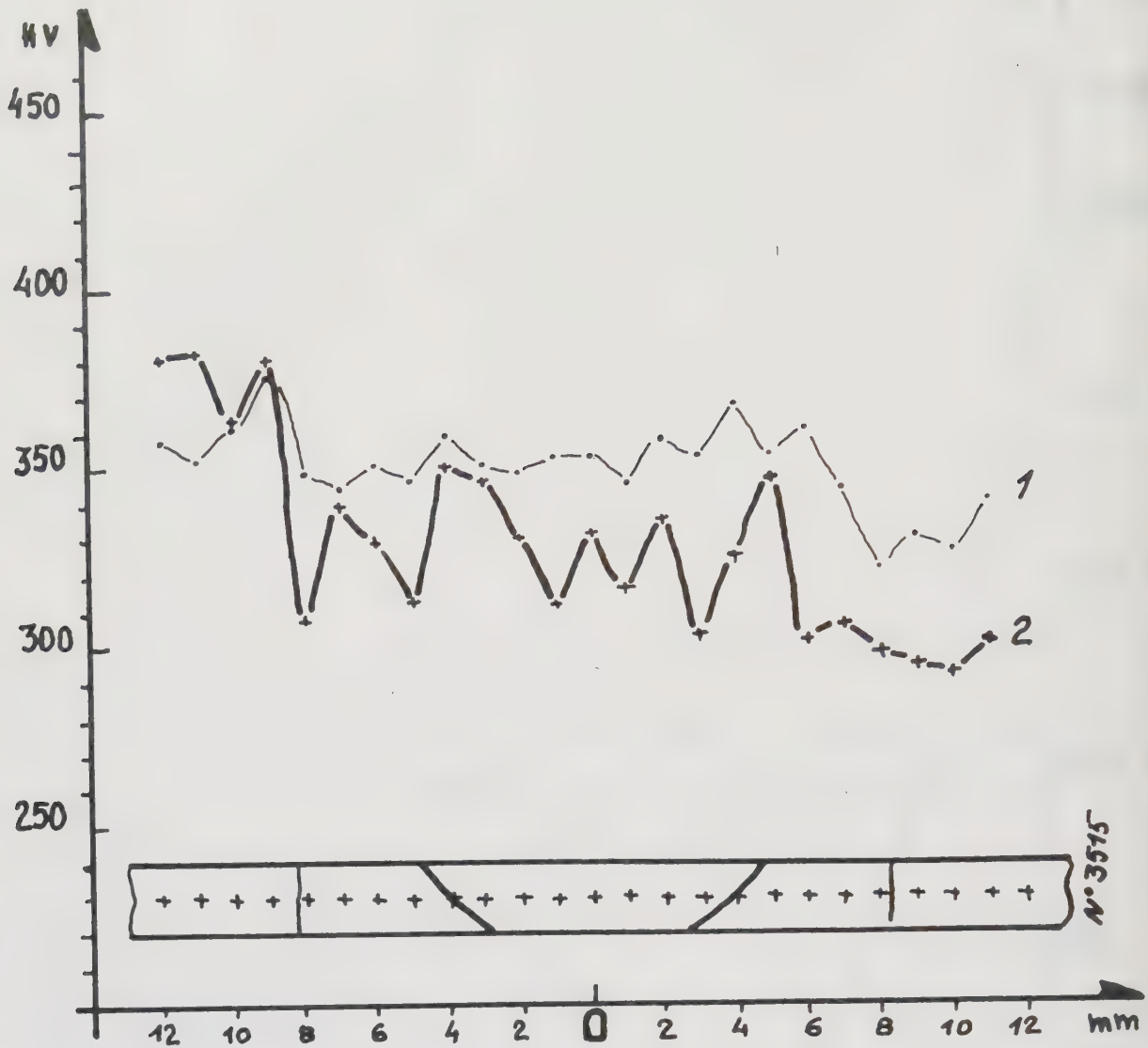


Fig. 73 - Filiation de dureté pour le cycle thermique A₁
1. Brut de soudage
2. Traité cycle A₁

95 hbar pour la résistance à la rupture, 83 hbar par la limite élastique à 0,2 %, 8 % pour l'allongement à la traction, 59° pour l'angle de pliage (pour un rayon de pliage de 2,5 x épaisseur), dureté 330 H.V. dans le métal de base et 325 H.V. dans le cordon de soudure et la zone affectée thermiquement.

* Traitement A2 :

- traitement A1
- suivi d'un revenu de 24 heures à 500°C.

Les caractéristiques mécaniques sont les suivantes (tableau 14) :

- Rm = 105 hbar pour la résistance à la rupture
- $Re_{0,2}$ = 90 hbar pour la limite élastique
- A = 12,5 % d'allongement à la traction
- α = 65° angle de pliage pour $r = 2,5 \times e$
- Dureté :
 - 330 HV dans le métal de base et le cordon de soudure
 - 335 HV dans la Zone Affectée Thermiquement.

On remarque une amélioration appréciable de la ductilité en traction 12,5 % contre 6 % pour le traitement classique de trempe + revenu (tableau 13), et une amélioration de 30 % de l'angle de pliage $\alpha = 65^\circ$ contre 50° pour la trempe + revenu classiques (tableau 13).

* Traitement B1 :

- introduction directe à 990°C
- maintien d'une heure
- refroidissement continu de 100°C/heure
- trempe à l'argon à 850°C.

Les caractéristiques mécaniques sont les suivantes (tableau 14).

Rm = 94 hbar de résistance à la rupture
Re_{0,2} = 90 hbar de limite élastique à 0,2 %
A = 7,5 % d'allongement à la traction
 α = 64° angle de pliage pour r = 2,5 xe.

Dureté :

- 335 HV dans le métal de base et la Z.A.T.
- 330 HV dans le cordon de soudure.

* Traitement B2 :

- traitement B1
- suivi d'un revenu de 24 heures à 500°C
sous un vide de $5 \cdot 10^{-6}$ Torr.

Les caractéristiques mécaniques sont les suivantes (tableau 14) :

- Rm = 103 hbar de résistance à la rupture
- Re_{0,2} = 84 hbar de limite élastique à 0,2 %
- A = 13 % d'allongement à la traction
- α = 70° angle de pliage pour r = 2,5 xe

Dureté :

- 335 HV dans le métal de base
- 330 HV dans le cordon de soudure
- 340 HV dans la Z.A.T.

On constate une nette amélioration de la ductilité 12,5 % d'allongement pour le traitement A2 et 13 % pour le traitement B2 contre 3,5 % pour le joint soudé brut de soudage. Par contre l'angle de pliage est modeste : α = 70° pour le traitement B2 contre 50° pour la trempe + revenu classiques et 44° pour le brut de soudage (tableau 13).

Comme le refroidissement est plus lent que dans le cas des échantillons trempés à l'eau, nous avons pensé arrêter le refroidissement continu à une température plus élevée que celle correspondant à la fragmentation maximale afin de tenir compte des transformations au cours du refroidissement.

D'où les traitements suivants :

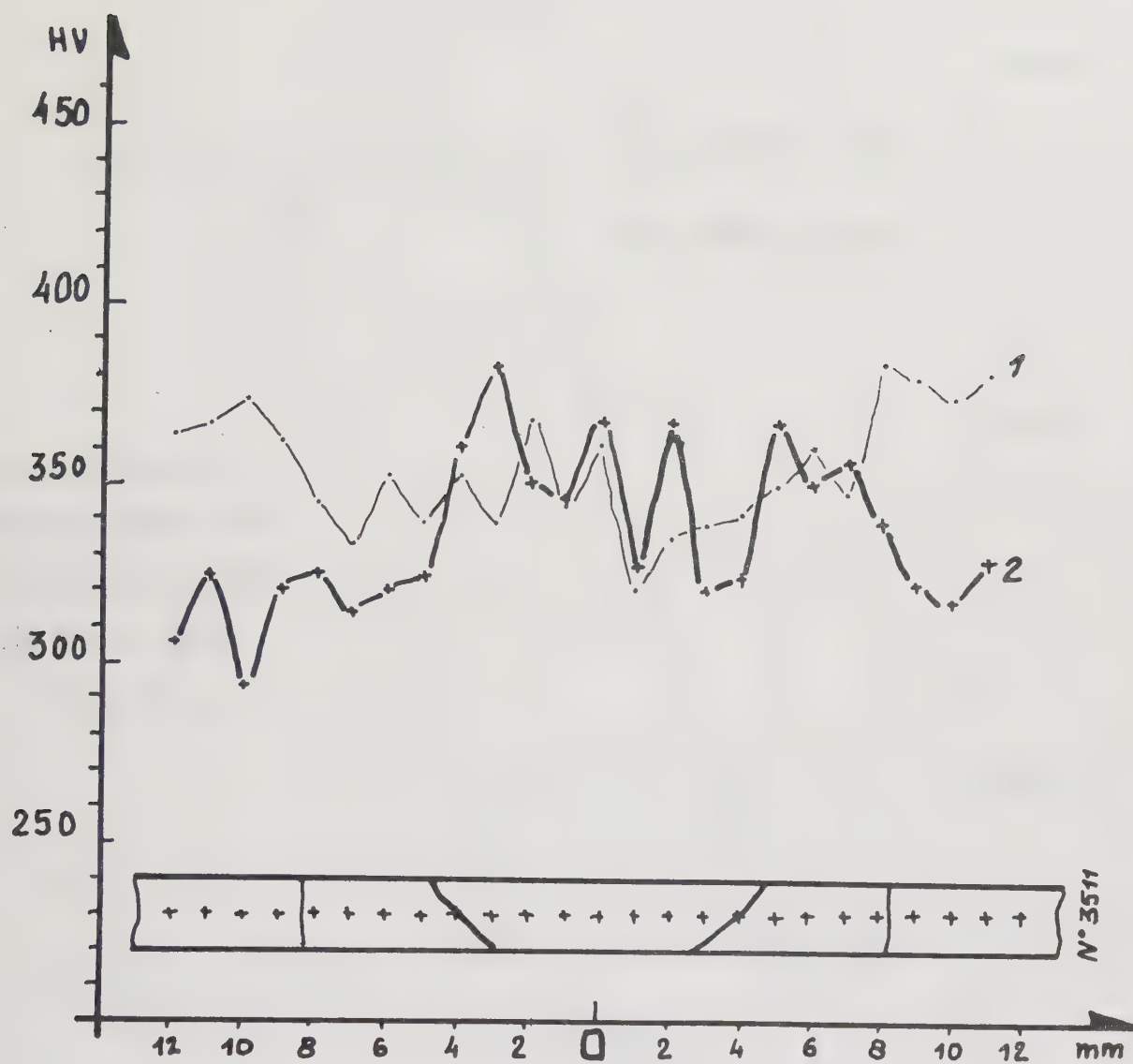


Fig. 75 - Filiation de dureté pour le cycle B₁

1. Brut de soudage

2. Traité cycle B₁

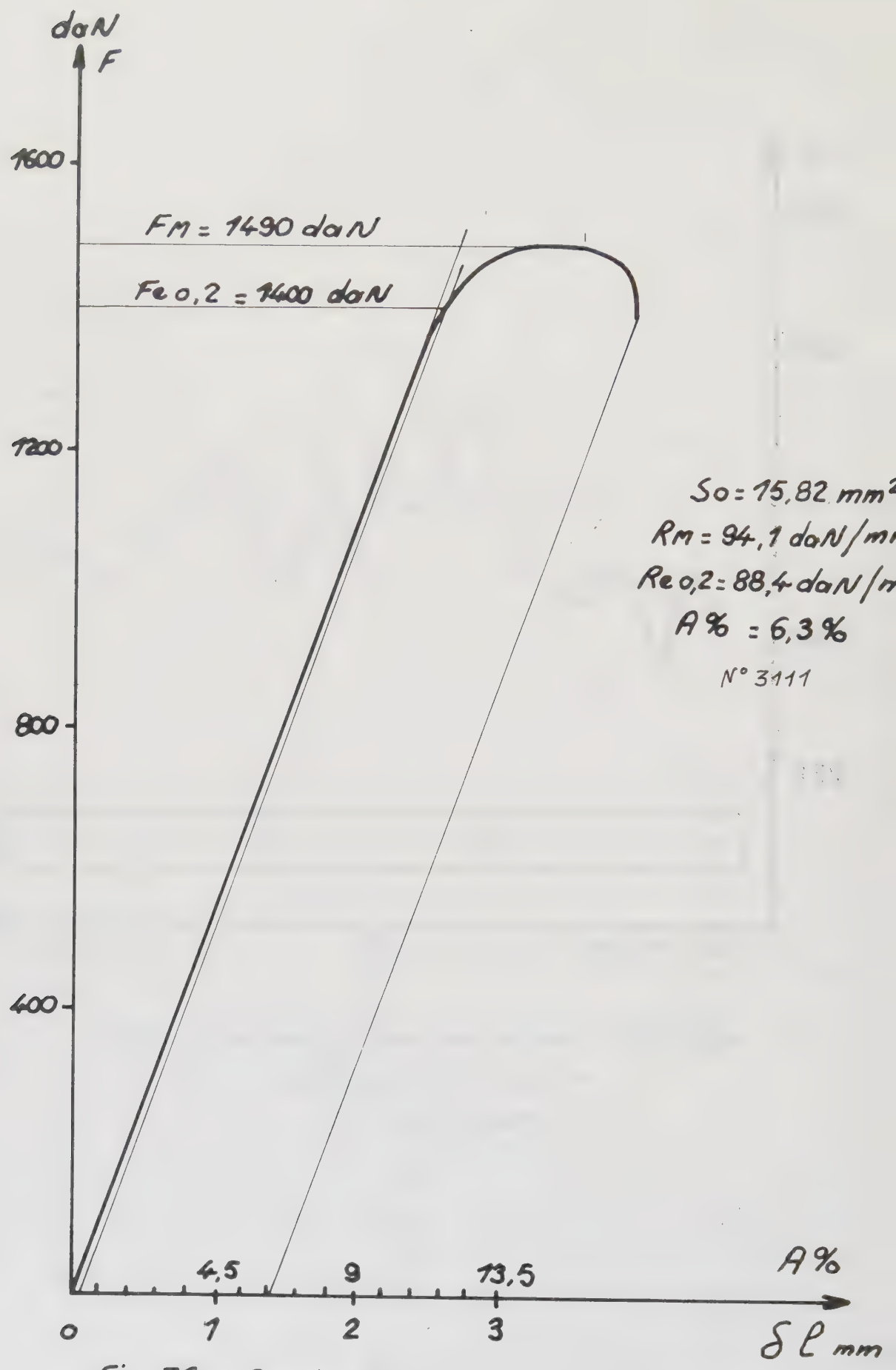


Fig. 76 - Courbe de traction d'une éprouvette traitée cycle B₁

* Traitement B4 :

- introduction directe à 990°C
- maintien une heure
- refroidissement continu 100°C/heure
- trempe à l'argon à 900°C.

Les caractéristiques mécaniques sont les suivantes (tableau 14) :

- Rm = 96 hbar
- $Re_{0,2}$ = 85 hbar
- A = 8 %

Angle de pliage :

- α = 60°.

Dureté :

- 335 HV dans le métal de base
- 320 HV dans le cordon de soudure
- 325 HV dans la Z.A.T.

* Traitement B5 :

- traitement B4
- suivi d'un revenu de 8 heures à 500°C, sous un vide de $5 \cdot 10^{-6}$ Torr.

Les caractéristiques mécaniques sont les suivantes (tableau 14) :

- Rm = 100 hbar
- $Re_{0,2}$ = 85 hbar
- A = 14 %

Angle de pliage :

- α = 70°

Dureté :

- 320 HV dans le métal de base
- 310 HV dans le cordon de soudure et la Z.A.T.

* Traitement B6 :

- traitement B4
- suivi d'un revenu de 24 heures à 500°C sous un vide de $5 \cdot 10^{-6}$ Torr.

Les caractéristiques mécaniques sont les suivantes (tableau 14) :

- R_m = 104 hbar
- $R_{e_{0,2}}$ = 88 hbar
- A = 14,5 %

Angle de pliage :

- α = 72°

Dureté :

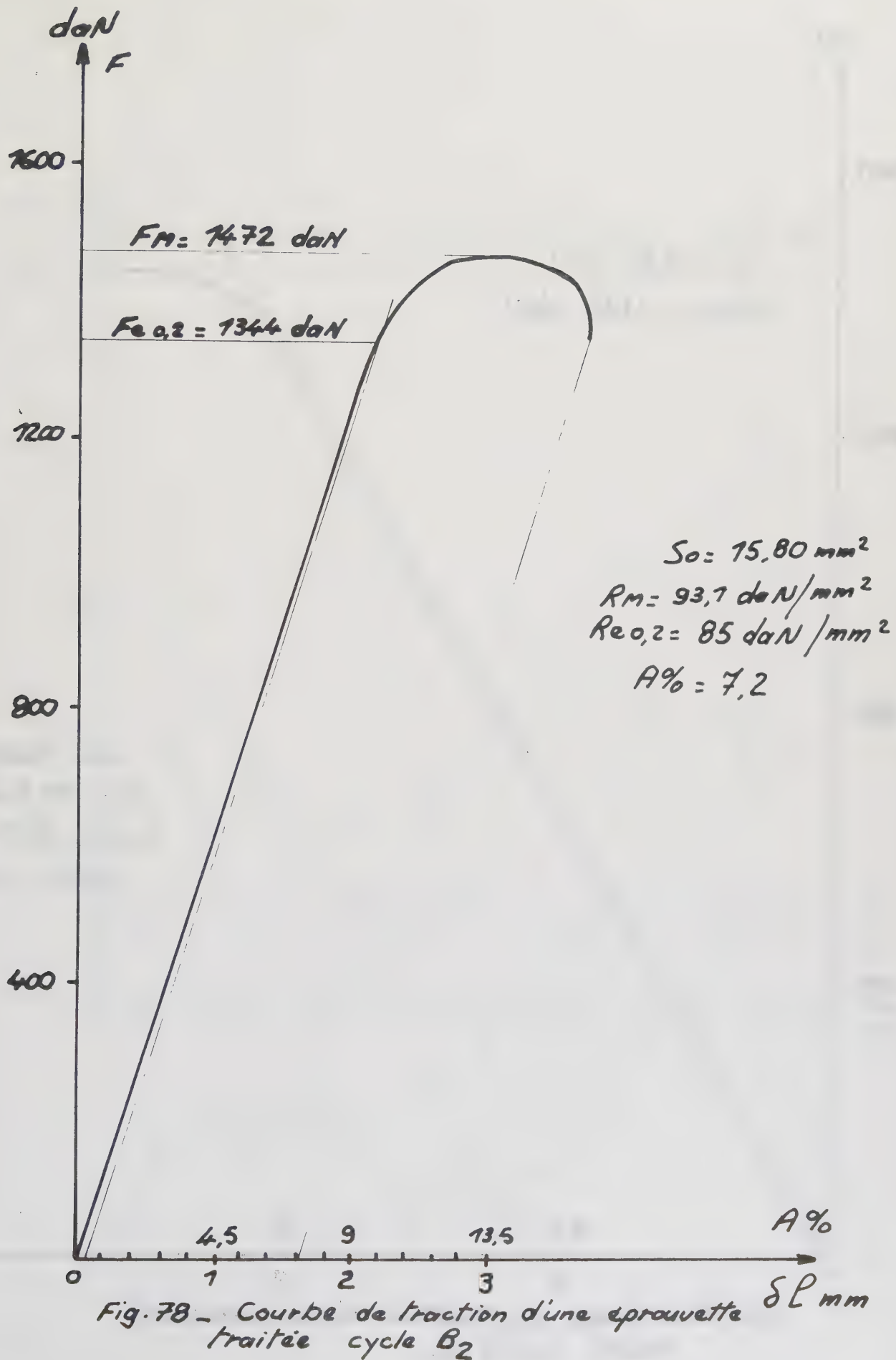
- 325 HV dans le métal de base
- 315 dans le cordon de soudure et la Z.A.T.

On remarque que :

a) Les traitements B5 et B6 nous donnent l'allongement maximum 14 et 14,5 % contre 3,5 % pour le brut de soudage, 8 % pour la trempe + revenu classiques et 12 % pour le métal de base non soudé.

b) La différence des propriétés mécaniques entre traitements B1 et B4 (trempe respectivement à 850°C et 900°C) est insignifiante, ce qui donne une plage de température (850 à 900°C) où la fragmentation de la phase α est importante. Ceci est intéressant du point de vue industriel.

c) Le traitement B5 est le plus économique des traitements donnant une très bonne ductilité (A2, B2, B5 et B6).



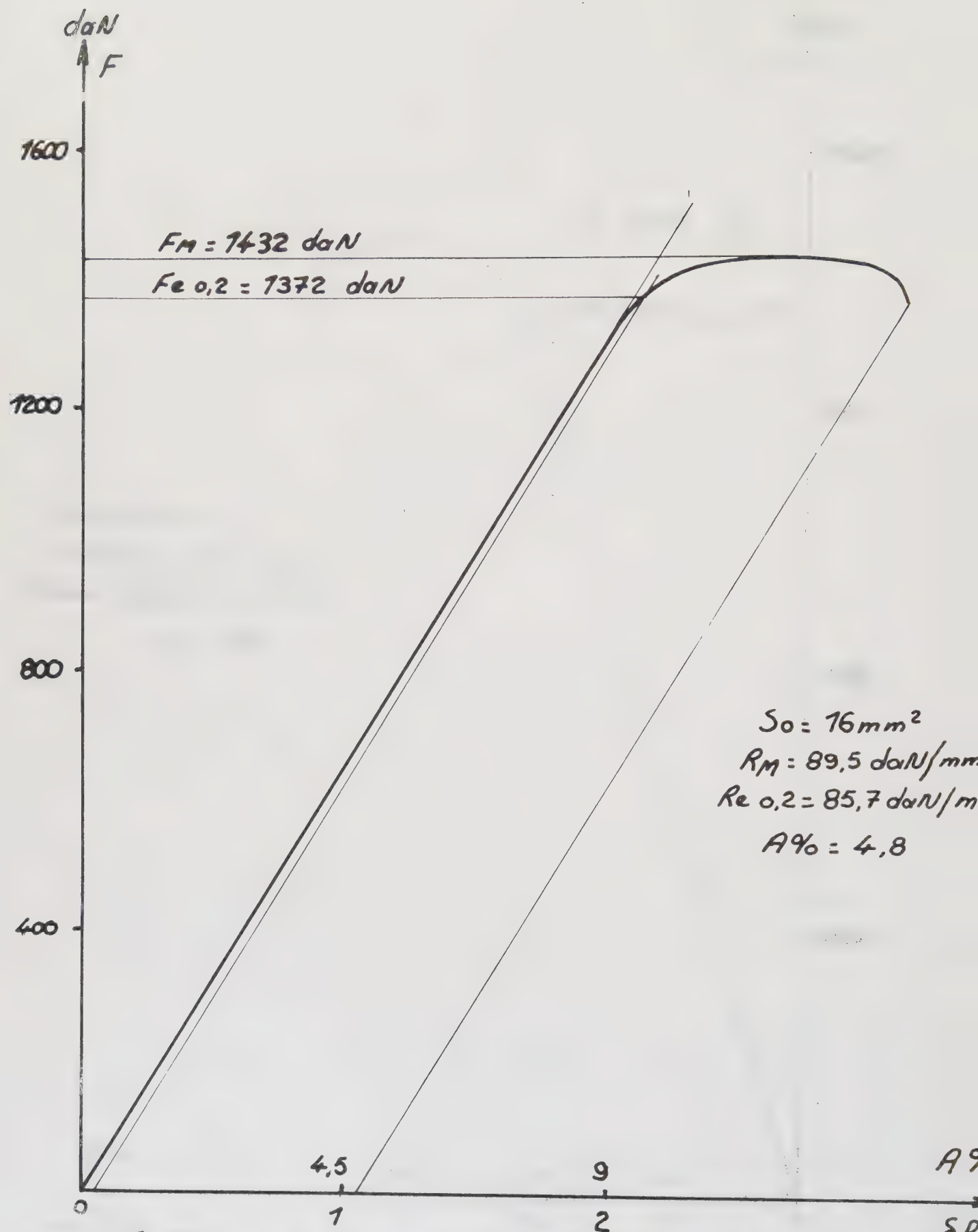
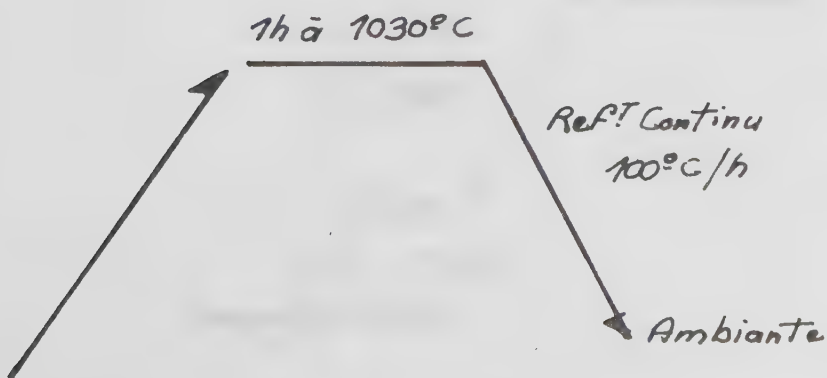
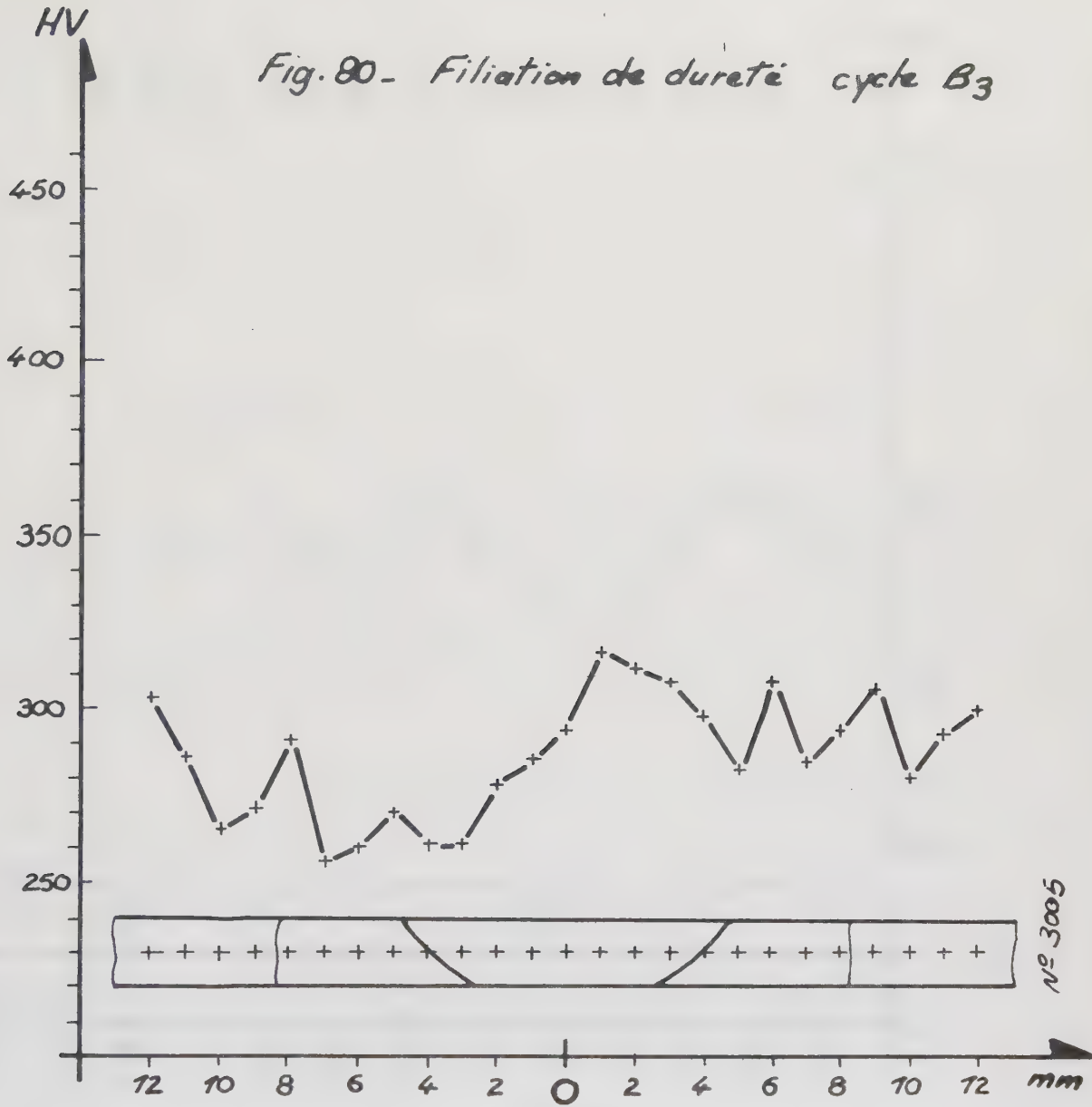
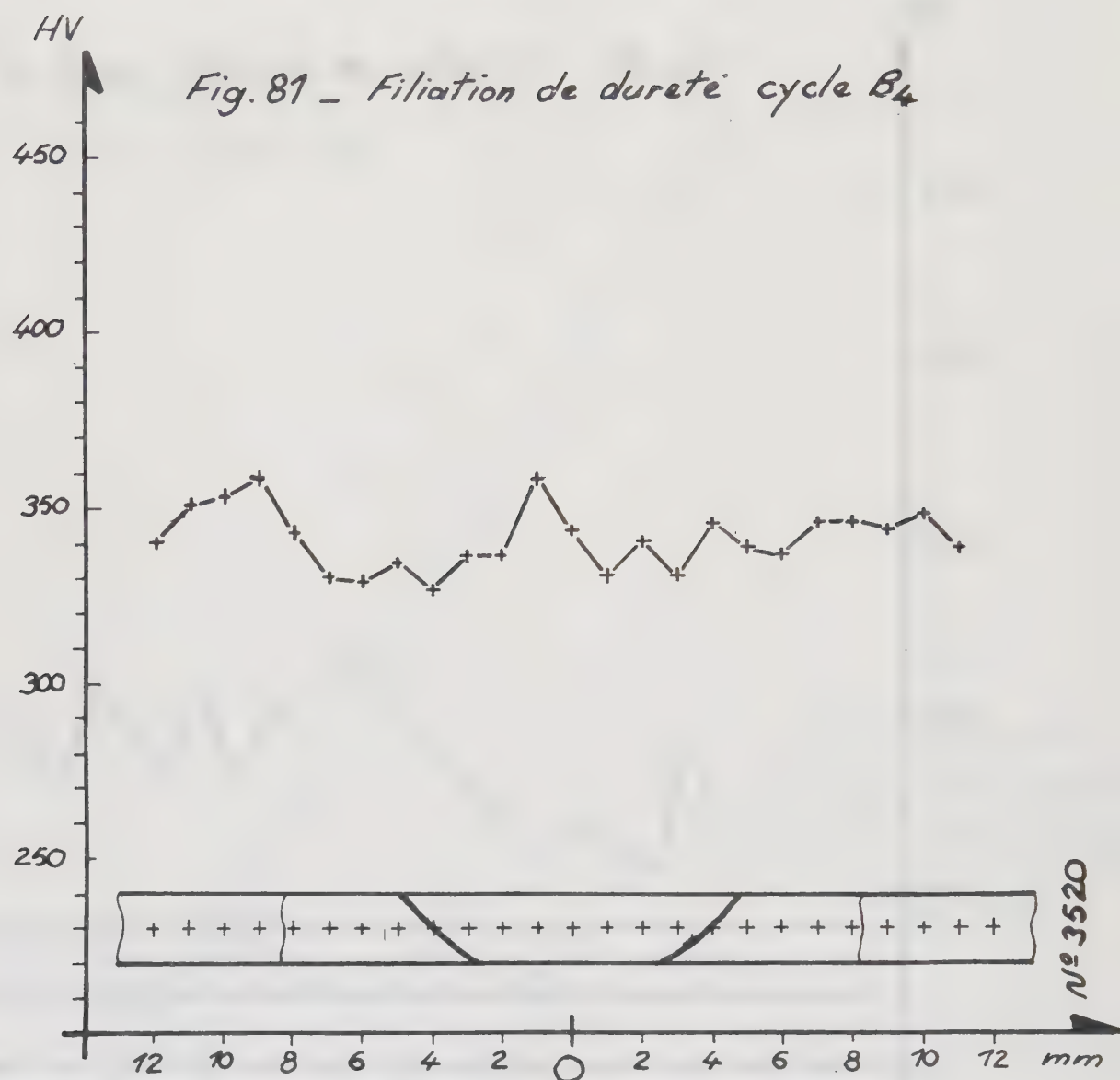


Fig. 79 - Courbe de traction d'une éprouvette
traité cycle B₃

Fig. 80 - Filiation de dureté cycle B₃





1h à 950°C

Ref. continu
100°C/h

900°C
Ref. S.V.
Four éloigné

d) Les éprouvettes de traction cassent presque toujours dans la Zone Affectée Thermiquement et cela malgré la bonne ductilité obtenue (de 12,5 à 14,5 % d'allongement). Ceci pourrait s'expliquer par la discontinuité qui existe à la jonction de deux textures différentes : du métal de base granulaire et équiaxe, et de la Z. A. T. texture aciculaire, mais très fragmentée.

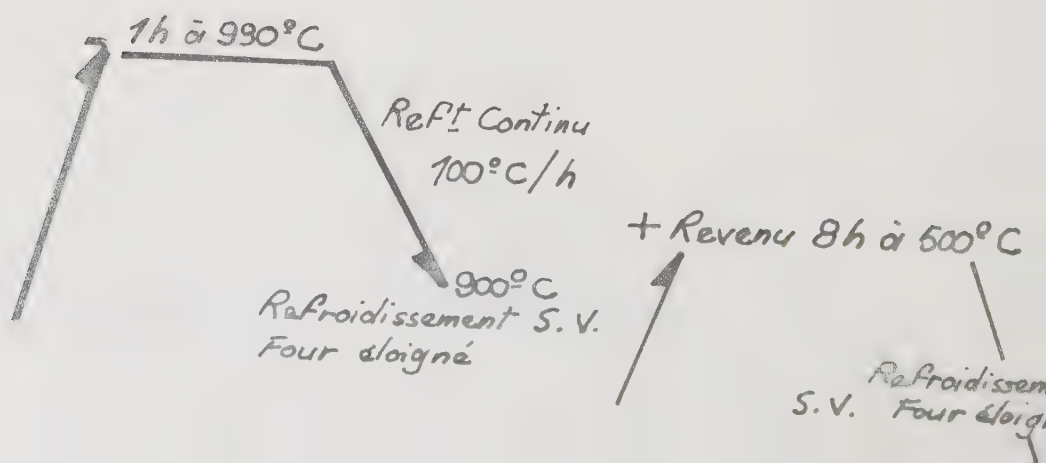
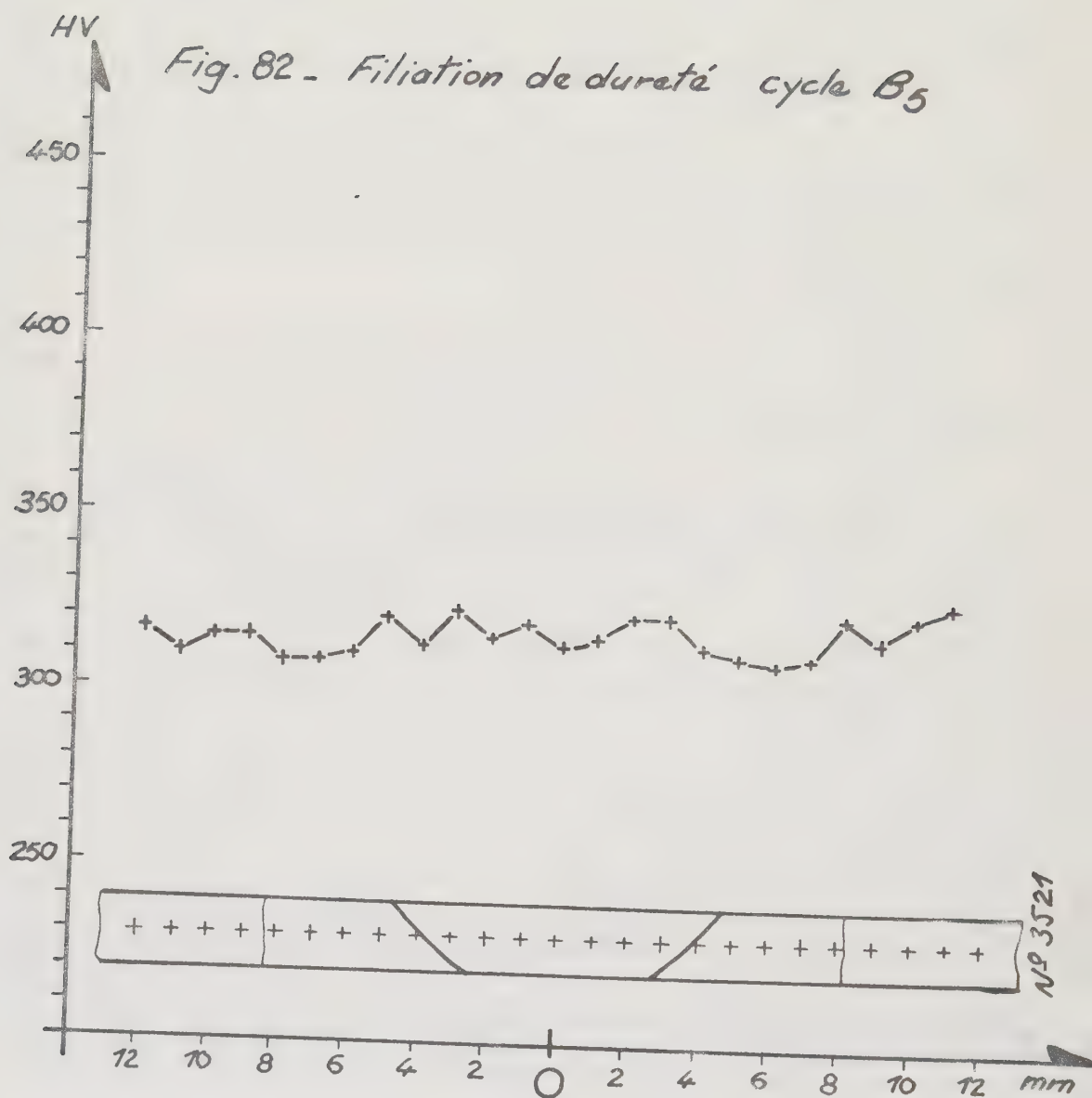
Pour essayer d'améliorer cette différence de structure, on a porté la température d'homogénéisation à 1030°C - 1060°C, avec des temps de maintien plus longs : d'une heure à trois heures.

Le tableau 14 bis illustre les propriétés mécaniques des principaux traitements.

On remarque que l'homogénéisation à une température supérieure à 1030°C donne une structure identique pour le métal de base, la Zone Affectée Thermiquement et le cordon de soudeure. Cette structure est beaucoup moins fragmentée avec de gros grains (hérédité structurale de la phase β : 4,42).

L'allongement obtenu est acceptable environ 80 % de celui du métal de base. Les éprouvettes de traction cassent dans le métal de base.

Le maintien à une température de 1060°C homogénéise la structure, grossit le grain et semble favoriser la ductilité au pliage ($\alpha = 115^\circ$ pour le traitement A3).



		T R A C T I O N			P L I A G E		D U R E T E H . V .		
		Rm hbar	Re0,2 hbar	A %	RAYON de P L I A G E	α	M.B.	CORDON	Z A T
A1	1 h à 990°C Ref. Continu 200°C/h Trempe à 750°C.	95	83	8	2,5 x e	59	330	325	325
※ ※ A2 ※	idem. A1 suivi d'un revenu 24 h à 500°C.	105	90	12,5	2,5 x e	65	330	330	335
B1	1 h à 990°C. Ref. Continu 100°C/h Trempe à 850°C.	94	84	7,5	2,5 x e	64	335	330	335
※ ※ B2 ※	idem. B1 suivi d'un revenu 24 h à 500°C.	103	84	13	2,5 x e	70	335	330	340
B4	1 h à 990°C Ref. Continu 100°C/h Trempe à 900°C.	96	85	8	2,5 x e	60	335	320	325
※ ※ B5 ※	idem. B4 suivi d'un revenu 8 h à 500°C.	100	86	14	2,5 x e	70	320	310	310
※ ※ B6 ※	idem. B4 suivi d'un revenu 24 h à 500°C.	104	88	14,5	2,5 x e	72	325	315	315

TABEAU 14 ; PROPRIETES MECANIQUES DU T-A6V SOUDE.

		T R A C T I O N			P L I A G E		D U R E T E		
		Rm	Re _{0,2}	A %	α	r x e	M B	CORDON	Z A
A3	40 min à 1060°C. Ref. 130°C/heure Trempe à 600°C.	92	84	7,3	115	2,5	330	325	310
※ ※ A4 ※	idem. A3 suivi d'un revenu 24 h à 500°C.	95	89	8,7	90	2,5	340	330	335
A5	40 min à 1000°C. Ref. 130°C/h Trempe à 700°C.	95,5	88	8,4	60	2,5	335	330	315
※ ※ A6 ※	idem. A5 suivi d'un revenu 24 h à 500°C.	100,5	95	9,5	45	2,5	340	335	330
B7	3 h à 1060°C. Ref. 100°C/h Trempe à 600°C.	94,2	88,5	6,3	95	2,5	345	325	320
※ ※ B8 ※	idem. B7 suivi d'un revenu 24 h à 500°C.	98	91	7	60	2,5	345	330	325
B9	2 h à 1060°C. Ref. 100°C/h Trempe à 600°C.	93,5	85	7,1	75	2,5	320	335	315
※ ※ B10 ※	idem. B9 suivi d'un revenu 24 h à 500°C.	97	89	8	55	2,5	330	325	330
B11	1 h à 1030°C. Ref. 100°C/h Trempe à 200°C.	90	84,5	5	50	2,5	290	300	280
※ ※ B12 ※	idem. B11 suivi d'un revenu 24 h à 500°C.	95	88	6	35	2,5	310	305	300
C1	3 h à 1020°C. Ref. 50°C/h Trempe à 500°C.	103	92	8,3	90	2,5	320	325	315
※ ※ C2 ※	idem. C1 suivi d'un revenu 24 h à 500°C.	108	95	9,2	6,5	2,5	330	325	320
C3	1 h 30 à 1020°C. Ref. 50°C/h Trempe à 500°C.	91	85,5	6,8	85	2,5	315	320	310
※ ※ C4 ※	idem. C3 suivi d'un revenu 24 h à 500°C.	98	90	7,3	68	2,5	330	320	315

Tableau 14 bis: PROPRIETES MECANQUES DU T-A6V SOUDE.

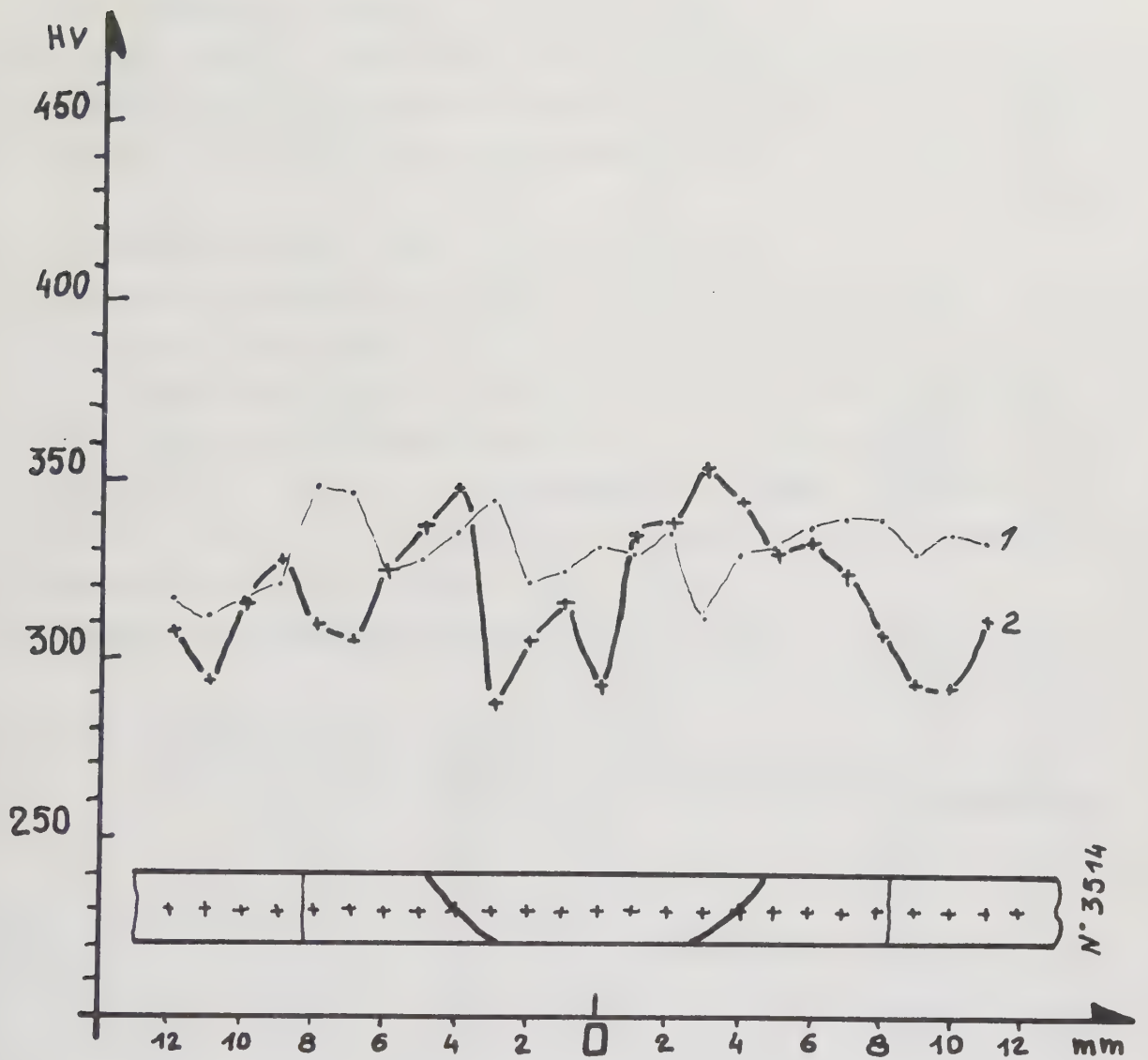


Fig. 84 - Filiation de dureté cycle C₂
 1. Brut de soudage
 2. Traité cycle C₂

4,433 - Analyse par microsonde

La composition des structures déterminée à la microsonde de Castaing en fonction des cycles thermiques est reportée dans le tableau 15. Nous avons admis que les dosages étaient corrects quand l'analyse portant sur les éléments Ti, Al, V et Fe donnait des valeurs comprises entre 94 et 101 (les valeurs indiquées sont les valeurs brutes non ramenées à 100 %).

Les éléments se répartissent entre les phases α et β (où α') suivant leurs caractères alphagènes ou bêtagènes. On notera les variations importantes des teneurs en V de la phase β qui passent de 3,96 % teneur nominale de l'alliage à 13,5 % pour le "cycle thermique C_1 ". Le fer qui se concentre pratiquement en totalité dans la phase β passe de 0,08 % à 0,959 pour ce dernier cycle thermique (3 h à 1000°C - Refroidissement 50°C/heure jusqu'à 500°C puis refroidissement sous vide de $3 \cdot 10^{-6}$ Torr).

Les autres éléments subissent des variations plus faibles ; cependant la teneur en aluminium de la phase α tend à dépasser 7 % pour les cycles A_1 , B_1 , B_2 et C_1).

Il est à noter que les teneurs en aluminium de α_1 et α_2 (deux facies de la phase α) sont voisines.

Traitements	Ti	Al	V	Fe	Total	Phase
A ₁	88,191	7,540	3,323	0	99,054	α_1
	86,755	7,044	3,347	0	97,146	α_2
	82,375	3,270	10,480	0,273	96,398	β_m
B ₁	85,593	6,73	2,97	0	95,293	α_1
	85,894	7,086	2,81	0	95,790	α_2
	87,469	2,71	7,582	0,389	98,150	β_m
B ₂	90,45	6,96	3,41	0	100,820	α_1
	89,037	7,47	3,752	0	100,259	α_2
	86,656	5,219	6,082	0,10	98,057	β_m
B ₄	89,973	6,534	3,098	0	99,605	α_1
	87,394	6,28	2,325	0	95,999	α_2
	90,101	4,298	5,93	0	100,329	α'
C ₁	86,946	6,415	2,637	0	95,998	α_1
	86,136	7,100	2,77	0	96,006	α_2
	78,428	2,619	13,449	0,959	95,455	β_m
C ₂	86,847	6,84	2,81	0	96,497	α_1
	87,312	6,41	2,74	0	96,462	α_2
	89,514	3,652	5,95	0	99,116	β_m
Recuit 2 h à 780°C	85,418	5,63	3,95	0	94,998	α_1
	85,58	5,56	3,85	0	94,990	α_2
	90,62	5,42	3,61	0	99,650	β_m
Trempé 1 h à 950°C + Revenu 24 à 490°C	87,693	5,211	2,094	0	94,998	α_1
	87,096	5,56	2,341	0	94,997	α_2
	86,946	6,415	3,637	0	96,998	β_m
Teneur nominale	6,19		3,96	0,08		

Tableau 15 : Analyse à la microsonde des compositions chimiques des divers constituants.

4,434 - Etude comparée des traitements B₄ et B₅ sur métal de
base et métal soudé

Les traitements

- |B₄| - Introduction directe à 990°C
- Maintien d'une heure à cette température
- Refroidissement continu de 100°C/heure
- Arrêt à 900°C - trempe à l'argon.

- et |B₅| - Idem que |B₄|
- + Revenu à 500°C pendant 8 h sous un vide de
5.10⁻⁶ Torr

donnent des caractéristiques mécaniques optimales sur les éprouvettes sou-
dées puisqu'on obtient jusqu'à 14 % d'allongement avec le traitement |B₅|.

On a traité en même temps des éprouvettes soudées et
non soudées afin de comparer l'effet de ces deux traitements sur le métal
de base et le joint soudé en long et en travers du sens de laminage.

Ainsi on a utilisé un four sous vide de capacité plus
grande, figure 87, dont l'inertie thermique est différente des autres fours
déjà utilisés ; les courbes 85 et 86 indiquent respectivement la courbe
de montée en température après une introduction directe à 990°C et la
courbe de descente en température, lors d'une trempe à l'argon à 900°C.

Le tableau 16 indique le nombre des éprouvettes trai-
tées pour chaque cycle thermique.

Sens des épreuves	Métal de base			Joint soudé		
	Traction	Pliage	Dureté et examens mi- crographiques	Traction	Pliage	Dureté et examens mi- crographiques
long laminage	10	10	10	20	20	20
travers laminage	10	10	10	20	20	20

Tableau 16 : Nombre d'éprouvettes traitées en même temps pour chaque cycle
thermique.

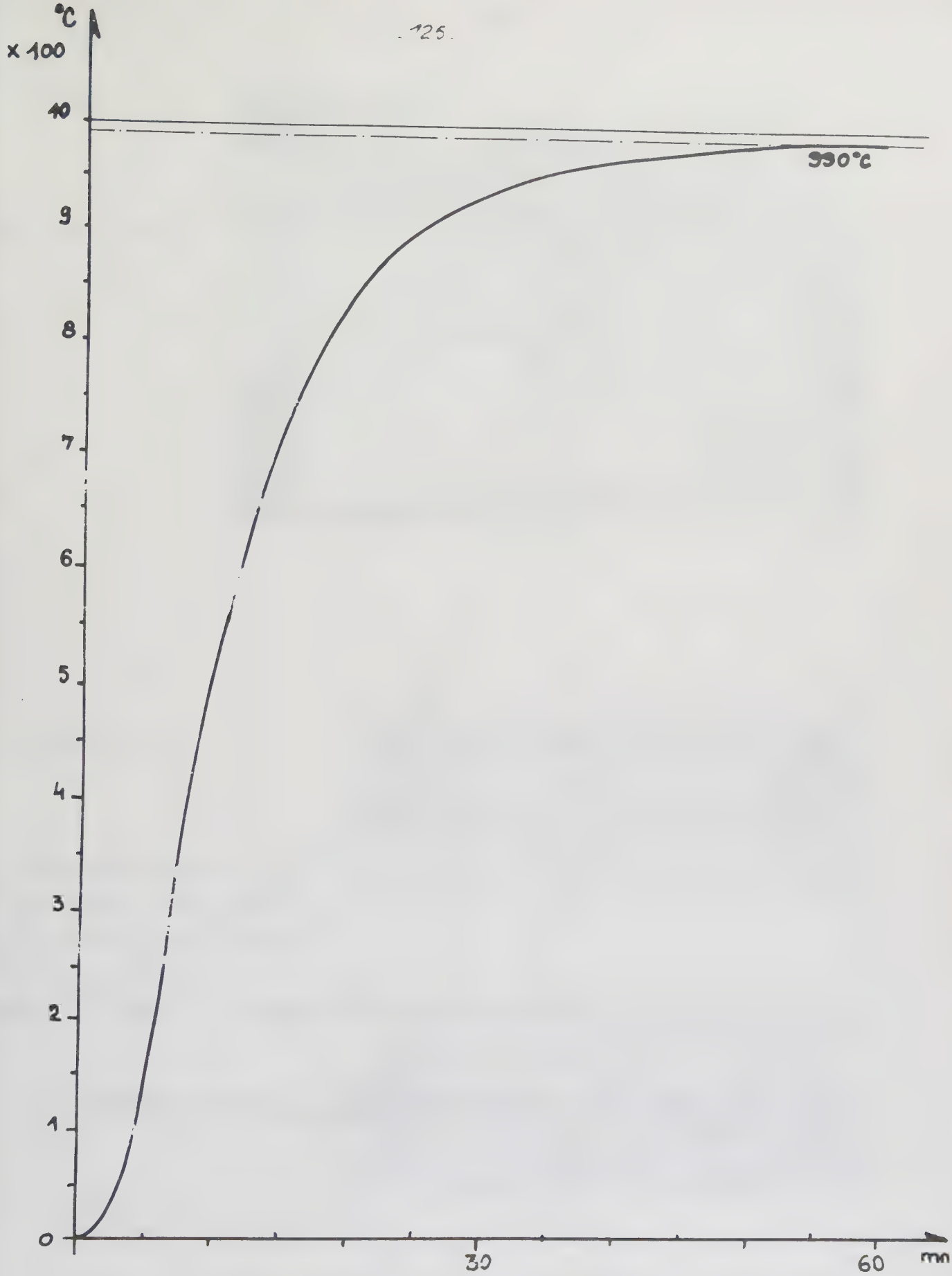


Fig. 85: Courbe de montée en température sous vide.

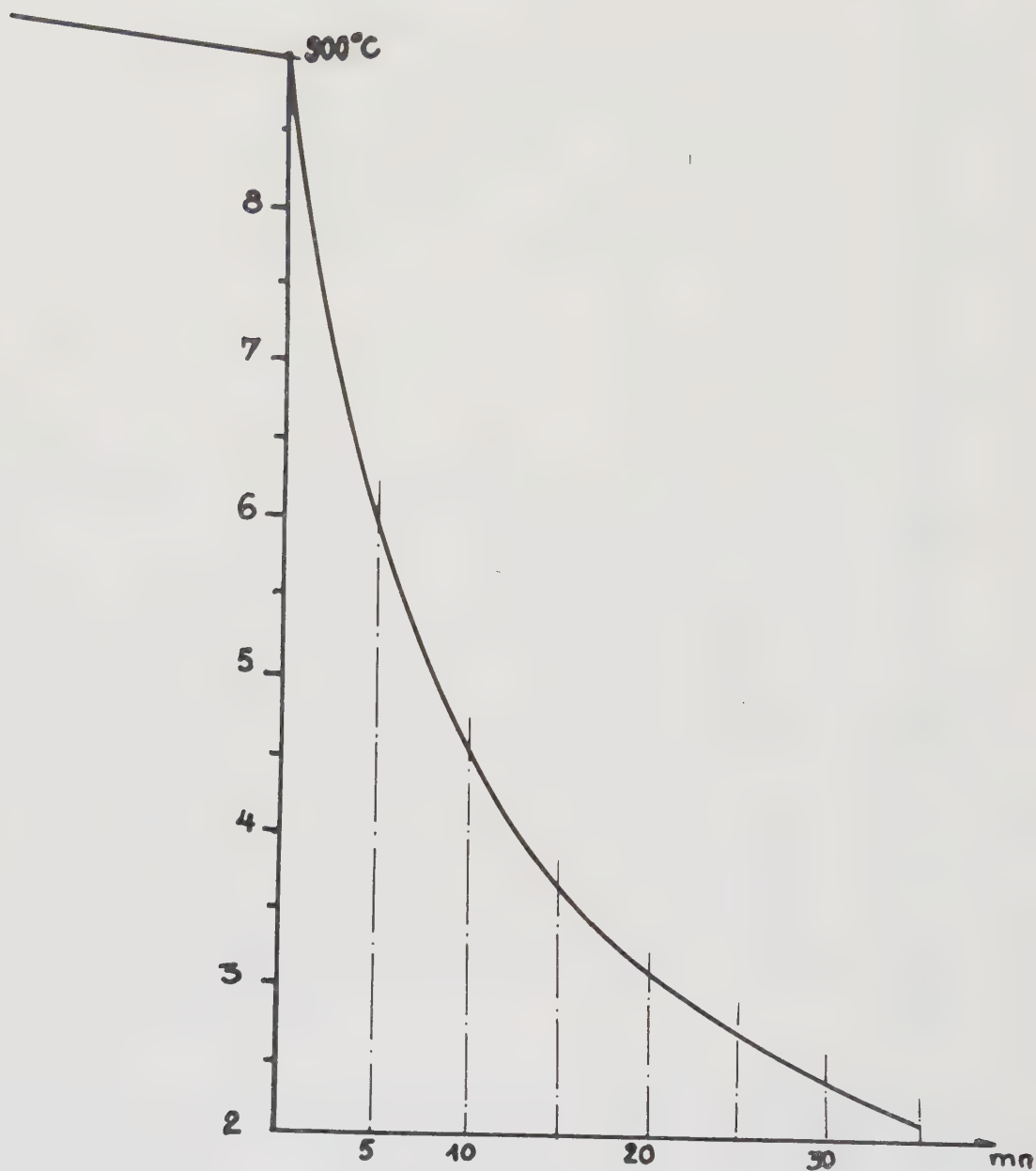
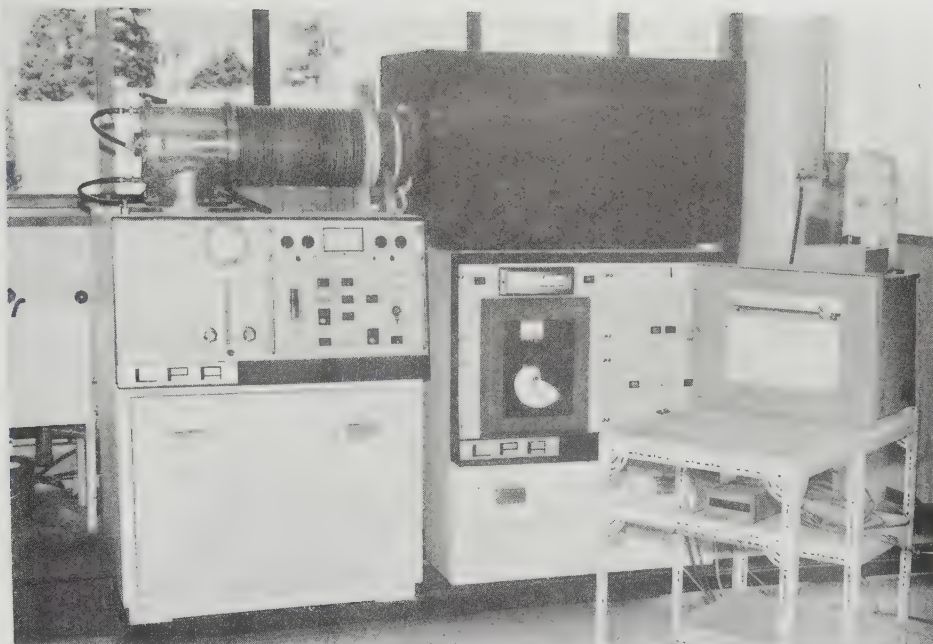


Fig. 86: Courbe de descente en température

Photo 1

Four sous vide



Photos 2 et 3

Montage des pieces
en corrosion sous contrainte
à la température d'ébul-
lition

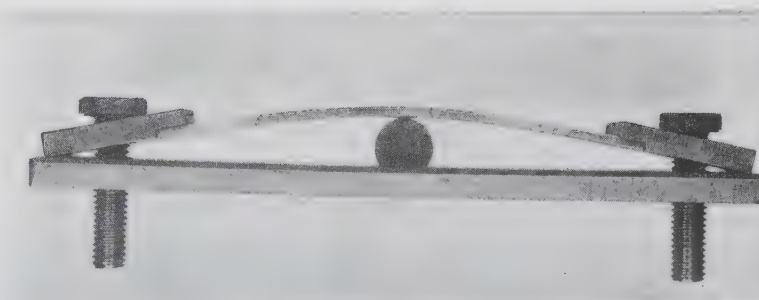
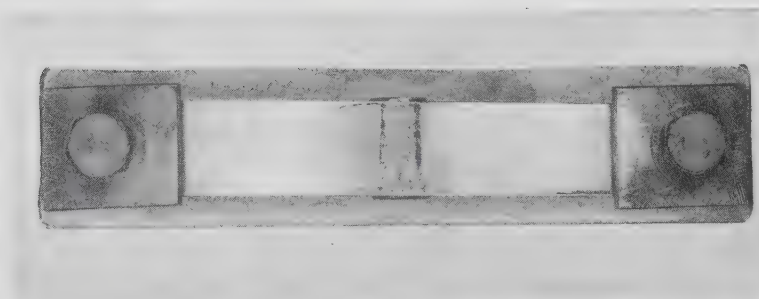


Fig. 87

Les examens micrographiques révèlent une structure ($\alpha_1 + \alpha_2 + \alpha'_1 + \alpha'_2$) avec une fragmentation assez poussée dans le métal de base et relativement importante dans le joint soudé et la zone affectée thermiquement.

Les micrographies des figures 88 et 89 montrent bien l'importance de cette fragmentation et mettent en évidence la structure $\alpha - \alpha'$ obtenue.

Les figures 90 et 91 illustrent des micrographies prises par répliques au carbone sur les échantillons traités "cycles B_4 et B_5 ".

Dans la figure 90, on illustre le traitement B_4 :

Les micrographies Mi 1 à 4 sont prises sur le métal de base, la structure est $\alpha - \alpha'$. On remarque bien la texture équiaxe de la phase α .

Les micrographies Mi 5 et 6 sont prises sur le cordon de soudure et Mi 7 et 8 sur la zone affectée thermiquement. La structure est identique au métal de base traité $\alpha - \alpha'$, mais la phase α est allongée et fragmentée, ce qui explique la différence des valeurs des allongements en traction (tableau 16) : 14,6 % pour le métal de base contre 8 % pour le joint soudé.

Dans la figure 91, on illustre le traitement B_5 .

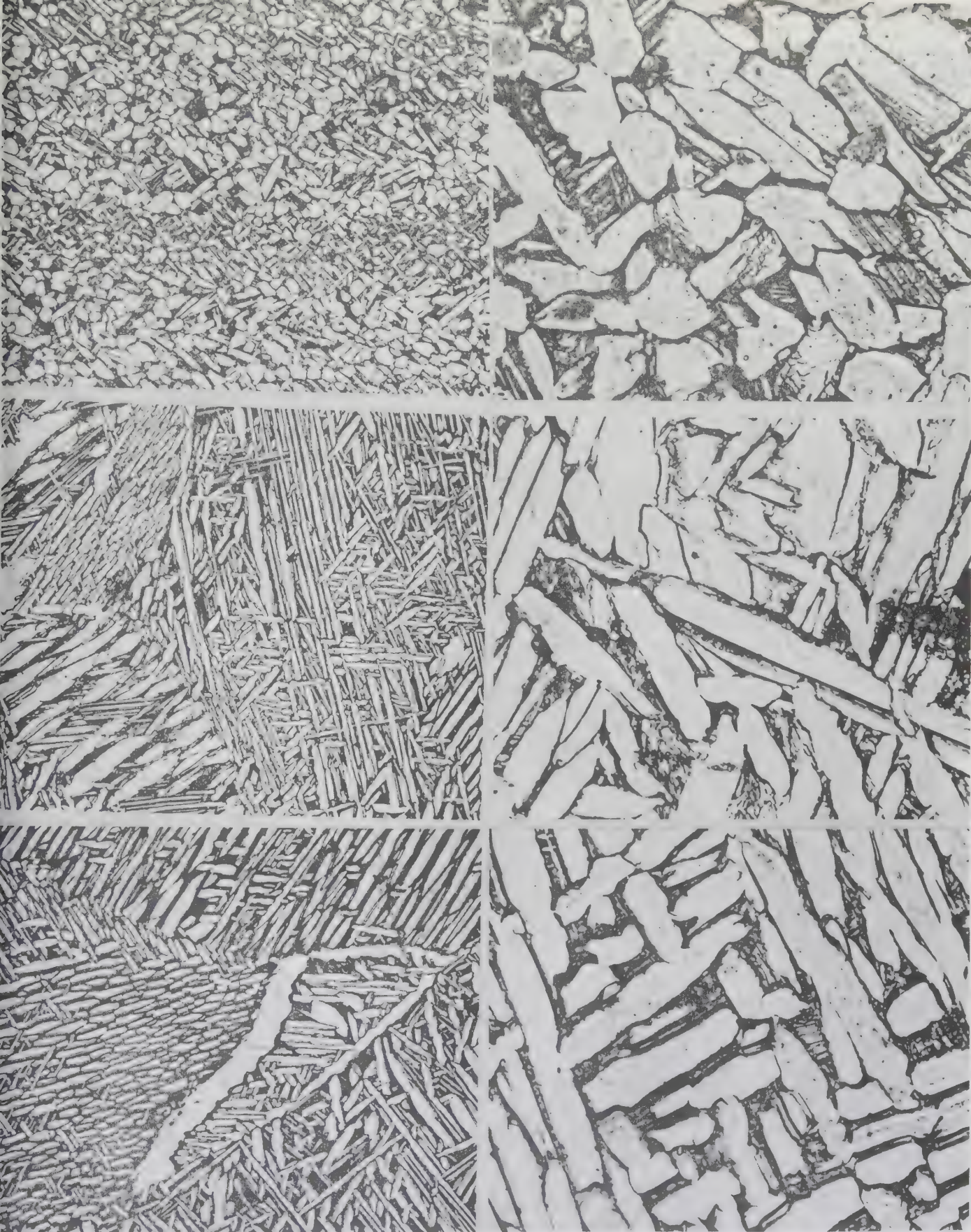
Les micrographies Mi 1 et 2 sont prises sur le métal de base de structure $\alpha - \alpha'$, la phase α étant bien équiaxe.

Les micrographies Mi 3 et 4 sont prises sur le cordon de soudure, Mi 5 et 6 sur la zone affectée thermiquement. La structure est $\alpha - \alpha'$, la phase α est allongée et très bien fragmentée, presque équiaxe. Ce qui confirme la différence moindre des allongements en traction, tableau 16 : 17,1 % pour le métal de base contre 14 % pour le joint soudé.

Remarque :

Nous avons observé sur la micrographie Mi 4 de la figure 91 un phénomène de chimisorption [39] dû au polissage électrolytique de l'échantillon.

La chimisorption est une interaction entre le métal et l'oxygène ou l'agent actif contenu dans l'atmosphère dans des conditions où l'oxyde est instable.



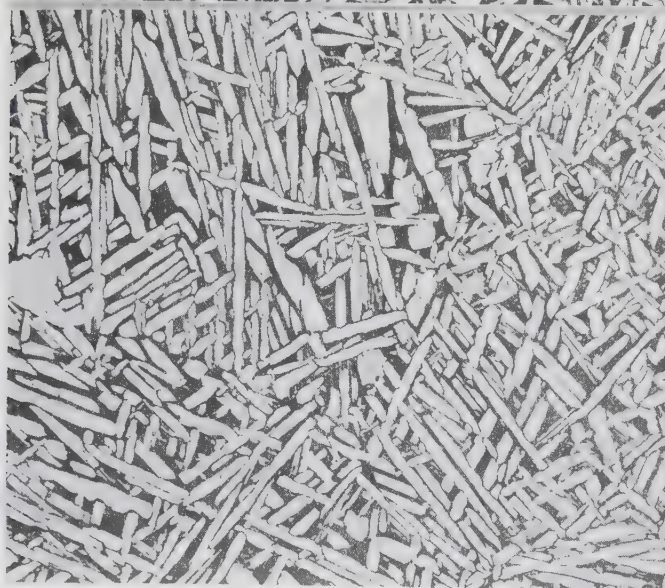
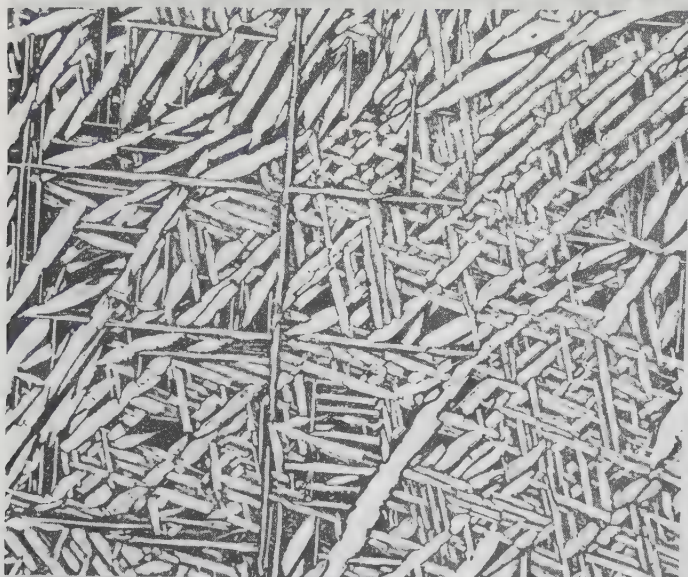
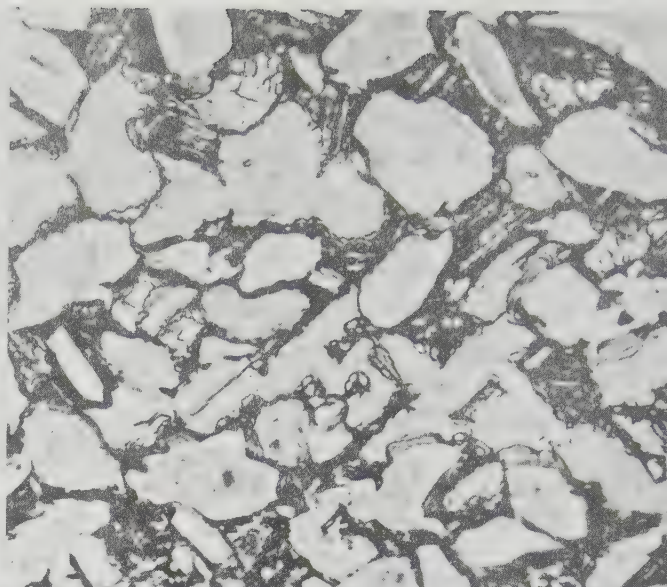
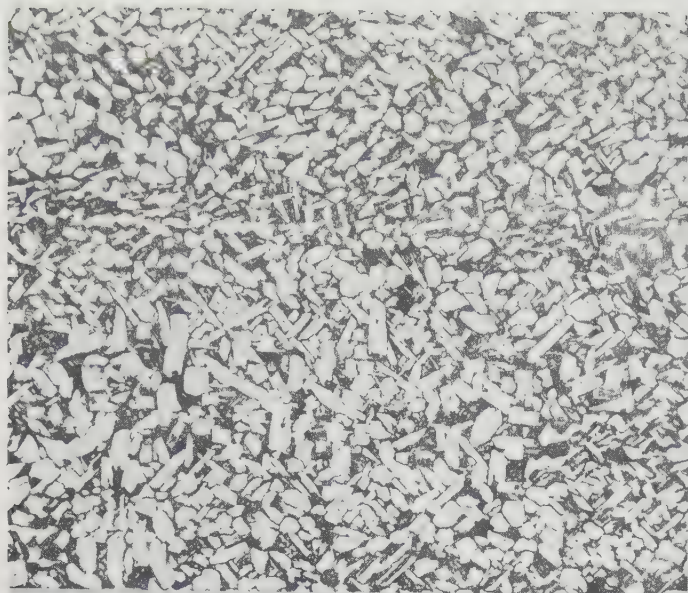
x 200 x 1000

A. Métal de base

C. Zone affectée thermiquement

B. Cordon de soudure

Fig. 88. - Micrographies sur des éprouvettes soudées et traitées cycle B₄



x 200

x 1000

- A. Métal de base
- C. Zone affectée thermiquement
- B. Cordon de soudure

Fig. 89 - Micrographies sur des éprouvettes soudées et traitées cycle B5

Métal de base

Mi: 1 2
3 4

x 1750

x 10000



x 1750

x 2200

ordon de soudure

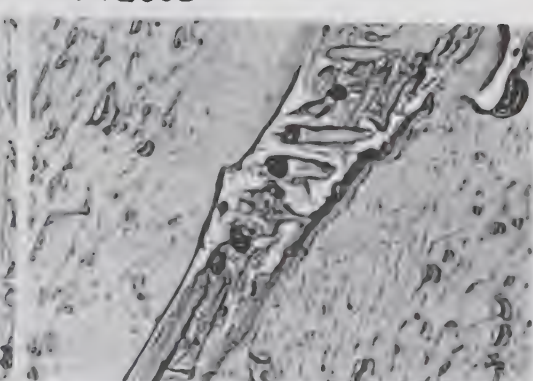
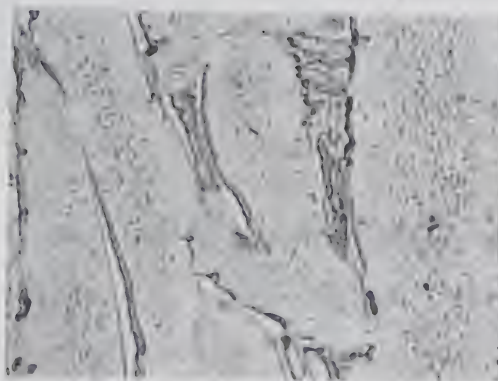
Mi: 5 6



x 1700

x 12500

Z. A. T



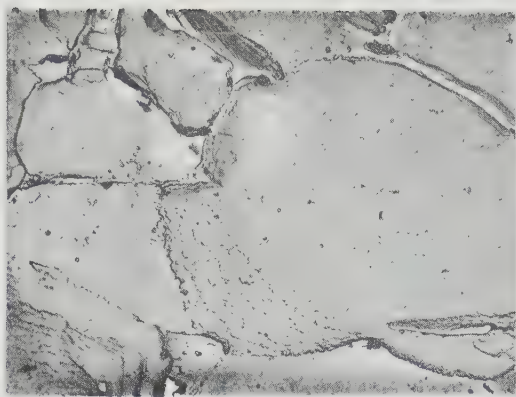
Mi: 7 8

Fig. 90

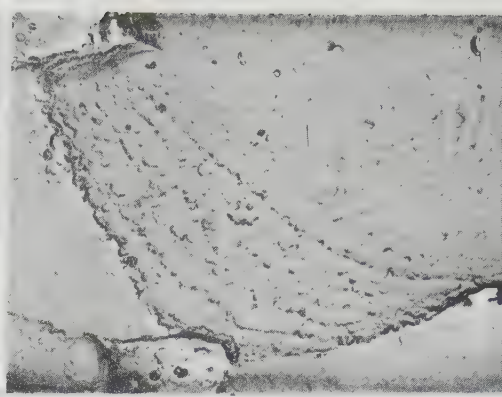
Traitement Thermique "B₄"

Metal de base

Mi: 1 2



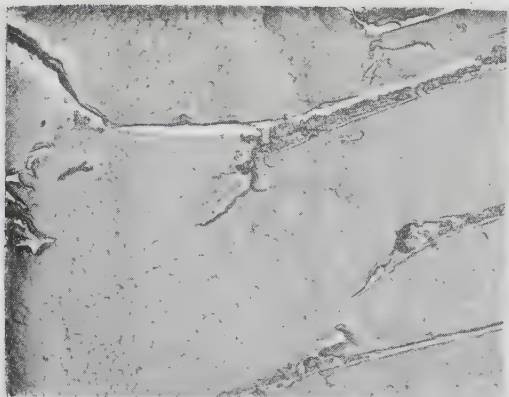
x 2800



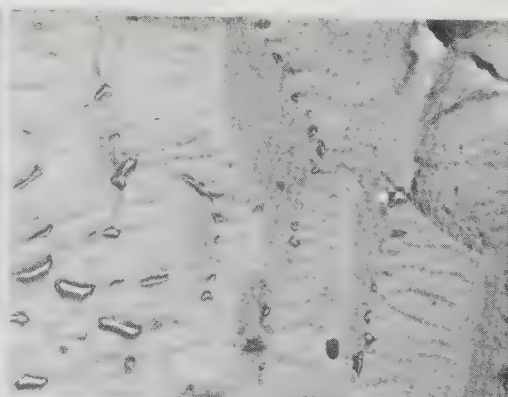
x 17500

Cordon de soudure

Mi: 3 4



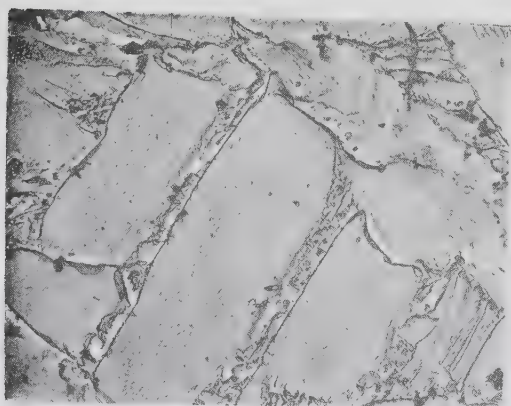
x 8000



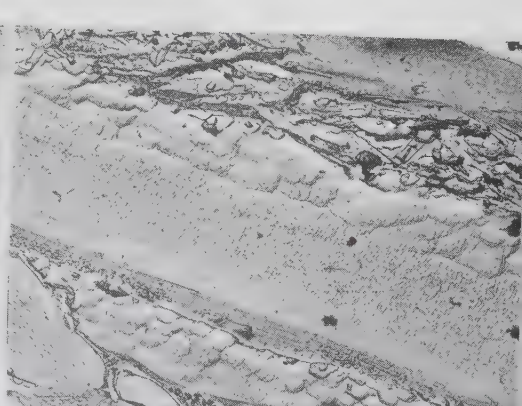
x 14500

Z.A.T.

Mi: 5 6



x 1700



x 1500

Fig. 91 *Traitement Thermique "B₅"*

Bien qu'elle ne s'accompagne d'aucun phénomène perceptible par les rayons X et par la diffraction électronique pratiquée dans des conditions courantes, elle entraîne une modification profonde de certaines propriétés superficielles du métal. Entre autres propriétés, se signale l'énergie cristalline superficielle qui est considérablement abaissée pour la surface chimisorbée en comparaison de ce qu'elle est pour le métal nu. Si cet abaissement s'opérait d'une manière à peu près équivalente pour toutes les orientations cristallographiques du métal, il n'en résulterait probablement aucun changement qui soit directement visible. Mais en fait, dans certains domaines de concentrations de l'agent oxydant dans l'atmosphère et de température, l'adsorption s'opère sélectivement, ce qui entraîne un abaissement sélectif des énergies superficielles des différentes orientations cristallines.

Les orientations pour lesquelles l'abaissement a été le plus grand deviennent beaucoup plus stables que les autres et tendent de ce fait à se concrétiser. Une surface initialement spéculaire devient polyédrique grâce à un lent phénomène de diffusion superficielle qui se produit dans les conditions de la figure 92 :

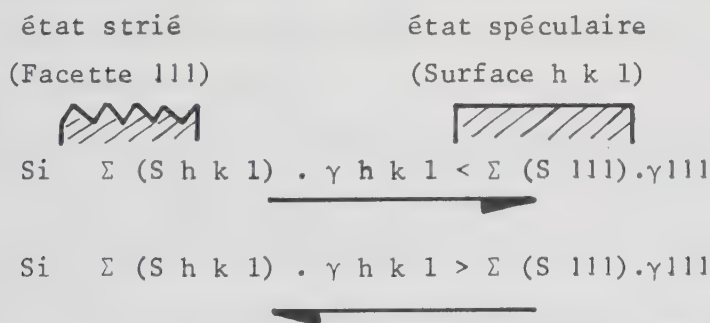


Fig. 92

Le phénomène est parfaitement réversible et la surface reprend l'aspect spéculaire, lorsqu'elle est placée dans les conditions qui détruisent la couche chimisorbée.

Le tableau 17 résume les caractéristiques mécaniques des deux traitements B_4 et B_5 . On remarque pour les éprouvettes "long laminage" une amélioration très nette de l'allongement pour le traitement B_5 : 17,1 % pour le métal de base contre 14 % pour le joint soudé comparé à 12 % pour le métal de base à l'état de livraison et 3,5 % pour le joint soudé brut de soudage. On a donc une amélioration de 300 % de l'allongement du joint brut de soudage. Par contre, la ductilité du pliage ne s'est améliorée que de 50 % du joint brut de soudage.

Nature des essais / Traitements thermiques		Néant		B4		B5		Néant		B4		B5	
		Métal de base	Joint soudé	Métal de base	Joint soudé	Métal de base	Joint soudé	Métal de base	Joint soudé	Métal de base	Joint soudé	Métal de base	Joint soudé
TRACTION	R _m h bar	108	103	100	96	102	100	116	108	91	97	102	100
	Re h bar	97	90	90	85	92	86	112	97	81	91	91	91
	A %	12,0	3,5	14,6	8,0	17,1	14,0	14,3	3,0	10,5	9,1	14	10,6
PLIAGE	r	2,5×e	2,5×e	2,5×e	2,5×e	2,5×e	2,5×e	2,5×e	2,5×e	2,5×e	2,5×e	2,5×e	2,5×e
	α°	180	45	180	60	180	70	45	38	70	65,5	71	67
DURETE H V	M. Base	320	320	335	335	350	350	320	320	310	310	300	300
	Cordon		340		320		340		345		325		330
	Z A T		330		325		340		335		320		320
Sens de laminage		Long Laminage						Travers Laminage					

Tableau 17 : Caractéristiques mécaniques du T-A6V soudé long et travers laminage et traité.

4,435 - Etude des cassures par répliques au microscope électronique et par microscopie à balayage

a) Etude des cassures par répliques :

La figure 93 illustre des micrographies prises sur répliques au microscope électronique sur du T-A6V métal de base et joint soudé.

- Pour le métal de base, on constate que la rupture est ductile ; en effet les cupules de première catégorie (centaines de microns) prennent naissance sur la phase α , et celles de deuxième catégorie (dizaines de microns) sur la phase β_m (Mi. 1, 2 et 3).

On observe également sur les micrographies Mi. 4 et 5, le mécanisme de clivage sur les cupules dues à la phase β_m .

- Pour le joint soudé, on constate (Mi. 7 et 8) que les cupules sont de deuxième et troisième catégorie (de l'ordre du micron). Cette différence de taille, par rapport aux cupules du métal de base, est due à la structure α' du joint soudé.

On a remarqué que le clivage est plus important dans le joint soudé (Mi. 6 et 9) que dans le métal de base, ce qui explique l'allongement en traction très faible 3 %.

Les figures 94 et 96 illustrent les micrographies prises sur le métal de base et le joint soudé, traités "cycle B4".

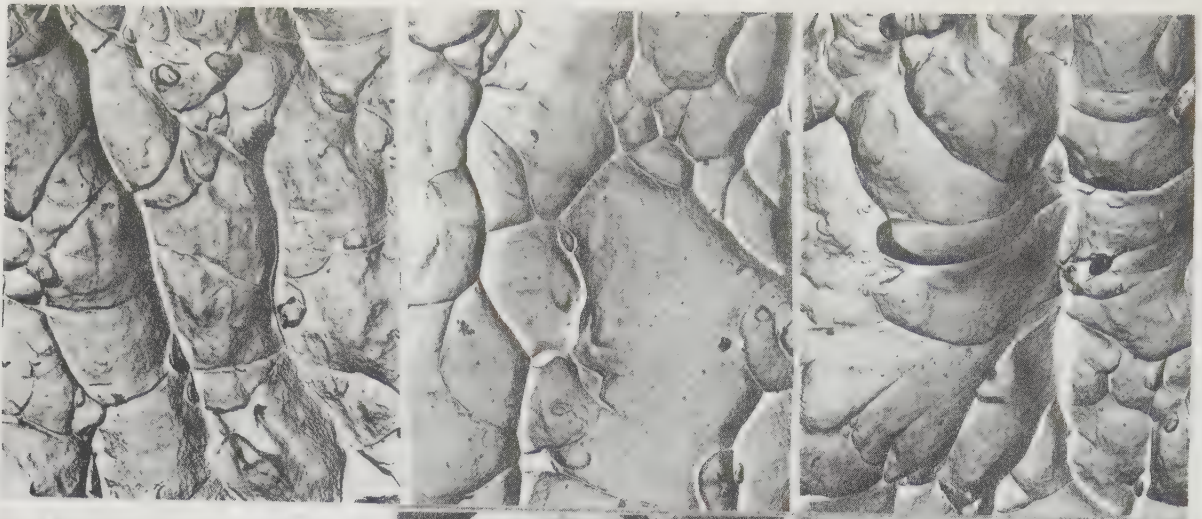
- Pour le métal de base traité, les cupules sont plus équiaxes et ne présentent pas de clivage (Mi. 1), ce qui explique l'allongement plus important 14,6 % contre 12 % pour le métal de base non traité.

- Pour le joint soudé traité, on remarque moins de clivage que dans le joint soudé non traité, d'où l'augmentation d'allongement de 3 % à 8 % (Mi. 2, 3 et 4).

La fragmentation de la phase α (Figure 88) est bien illustrée par la jonction des cupules plus ou moins grandes (Figure 96).

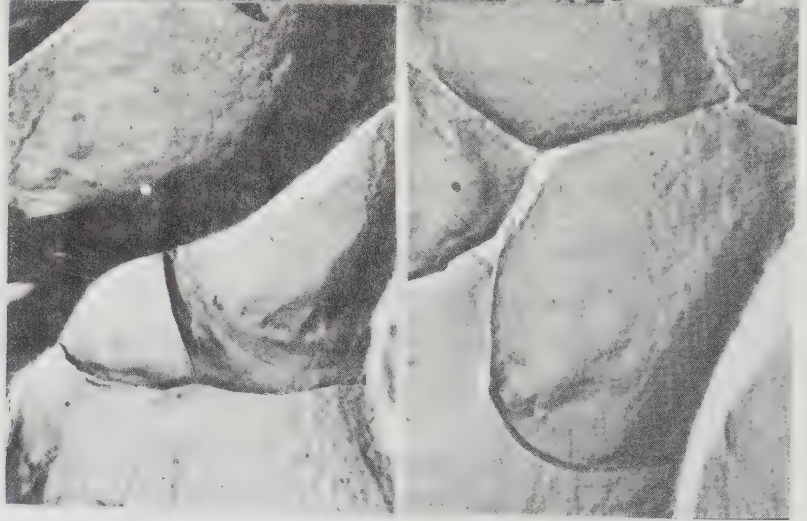
La figure 95 illustre les micrographies prises sur le métal de base et le joint soudé, traités "cycle B5".

La germination et croissance étant plus poussées que dans le "cycle B4", la phase α est plus fragmentée (Figures 88 et 89), ce qui explique que les cupules sont plus homogènes et plus équiaxes (Mi. 1 à 5), d'où une nette amélioration pour l'allongement 17 % pour le métal de base et 14 % pour le joint soudé.



Métal de base

Mi: 1 2 3
 x 1700 x 2900 x 1700
 4 5
 x 10500 x 42000



Brut de soudage

Mi: 6
 x 1700
 7 8 9
 x 2500 x 7500 x 5100

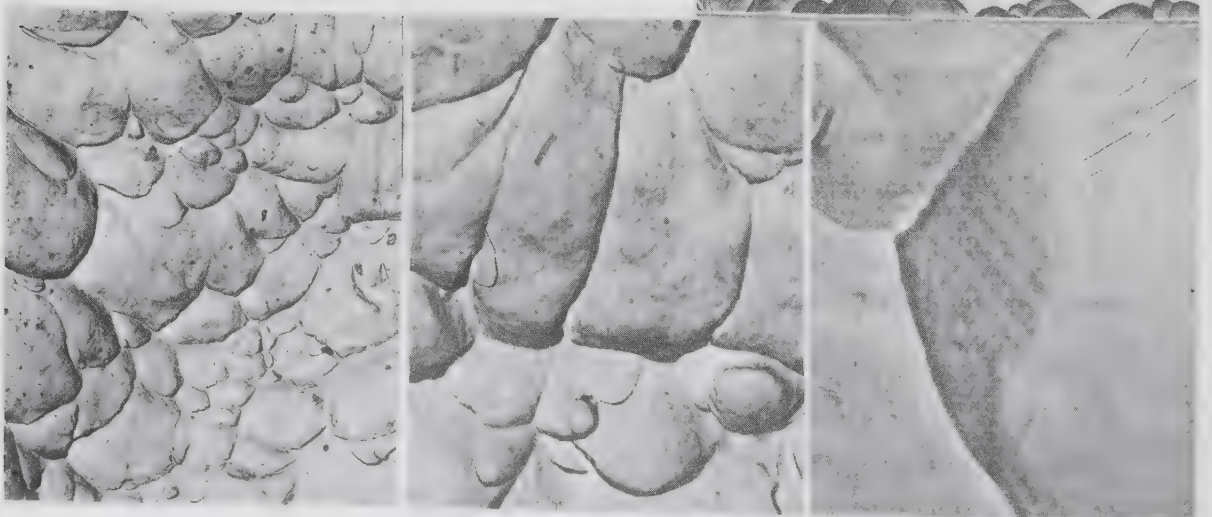


Fig. 93

Fig. 94 *Traitement Thermique "B₄"*

Mi. : 1
x 2900

2 3 4
x 2900 x 17000 x 18000



Fig. 95 *Traitement Thermique "B₅"*

Mi. : 1 2
x 2900 x 1350

3 4 5
x 81000 x 2900 x 12000

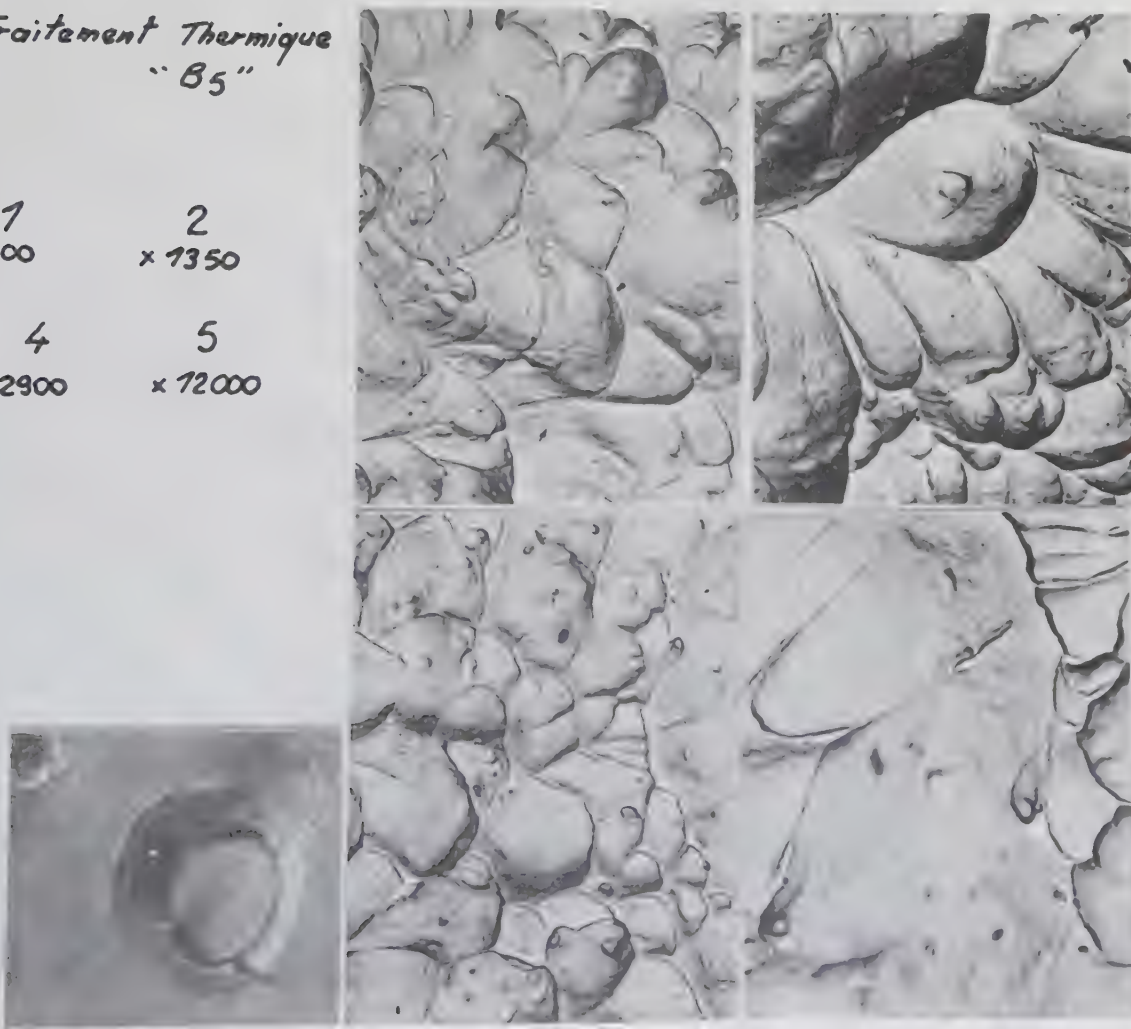


Fig. 96

Traitement
Thermique
"B₄"

x 2900



b) Etude des cassures par microscopie à balayage :

Les micrographies Mi. 1 et 2 de la figure 97 illustrent les cupules très fines et non uniformes du joint soudé non traité, observées par répliques comme étant de deuxième et troisième catégories.

Les micrographies Mi. 3 à 5 de la figure 97 illustrent les cupules équiaxes déjà vues sur répliques pour le métal de base traité "cycle B4".

La figure 98 illustre des micrographies prises sur différents traitements thermiques, ainsi nous avons pu remarquer que les fissures se produisent à la fin de la traction, provoquant ainsi la rupture ; puisque les cupules sont plus fines et plus équiaxes pour le meilleur allongement.

Mi. 1	pour	A = 5	%
Mi. 2	pour	A = 5,5	%
Mi. 3	pour	A = 6,5	%
Mi. 4	pour	A = 6	%
Mi. 5	pour	A = 8	%.

4,436 - Identification des phases présentes par diffraction des rayons X

Les phases mises en évidence par diffraction de rayons X dans l'alliage T-A6V à la température ambiante sont les phases α , α' et β .

Sur le plan expérimental, les valeurs ont été déduites des diagrammes de diffraction de rayons X, enregistrées sur un diffractomètre C.G.R. muni d'un tube à anticathode de cuivre (λ Cu K_{α} , = 1,5405 Å), fonctionnant sur 45 Kv avec une intensité de 20 mA.

Nous ne donnons que les résultats obtenus sur un échantillon brut de soudage, un échantillon traité "cycle B4" et un échantillon traité "cycle B5".

Les paramètres des phases sont :

a) Pour l'échantillon brut de soudage :

- Métal de base :

phase β

$$a_{\beta} = 3,207 \text{ Å}$$

phase α

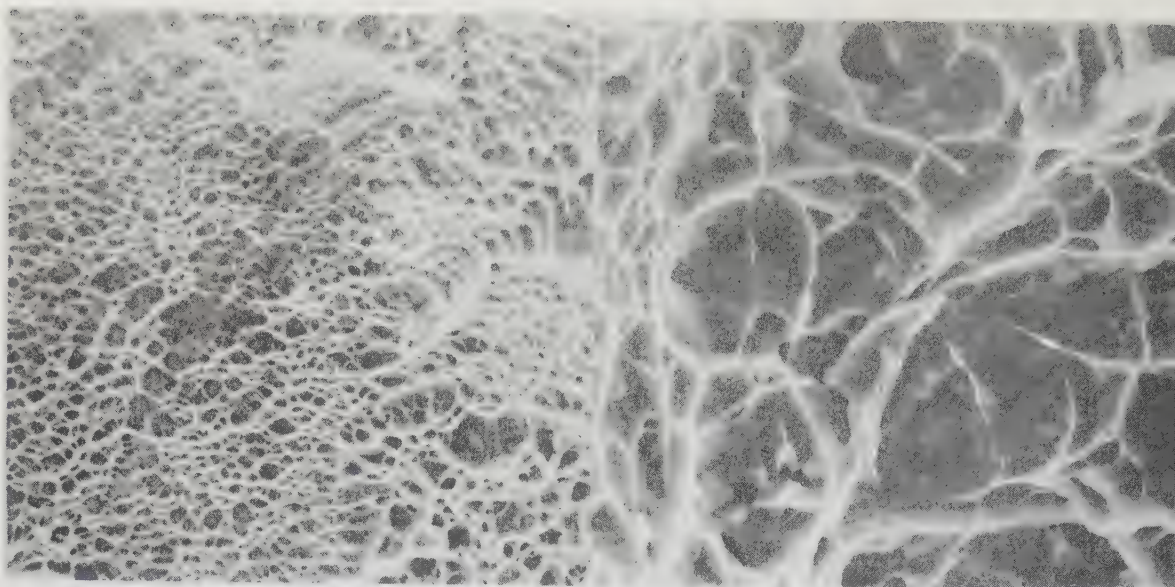
$$a = 2,923 \text{ Å}$$

$$c = 4,647 \text{ Å}$$

$$\frac{c}{a} = 1,590$$

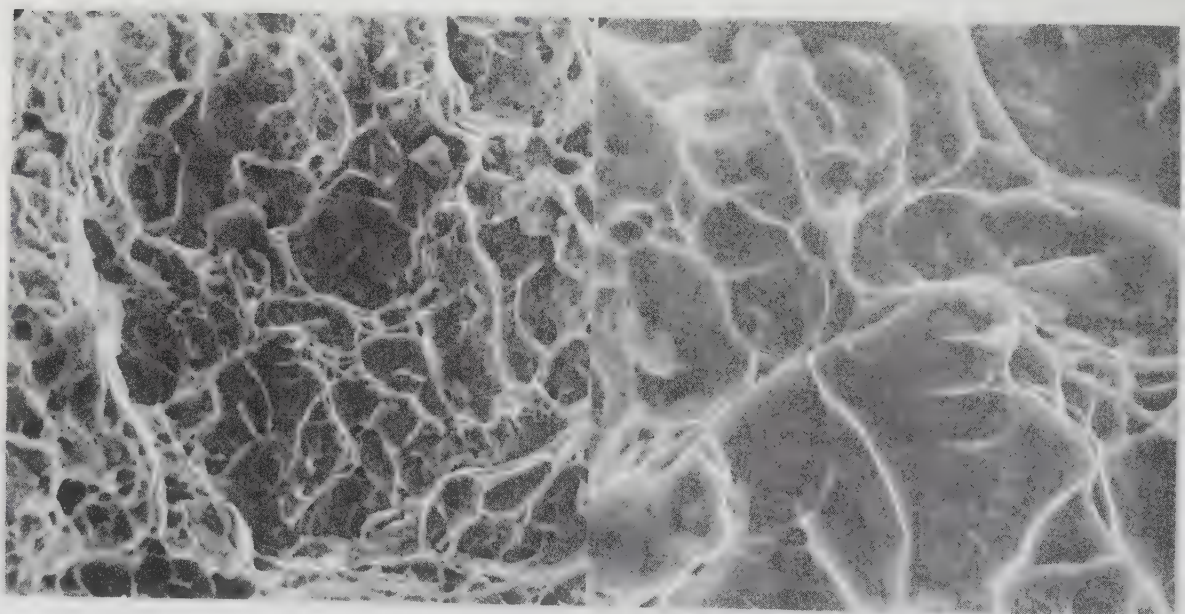
Brut
de
soudage

Mi: 1 2
x600 x1800



Métal
de
base

Traitement
Thermique
"B₄"



Mi: 3
x600

4
x1800

5
x5000

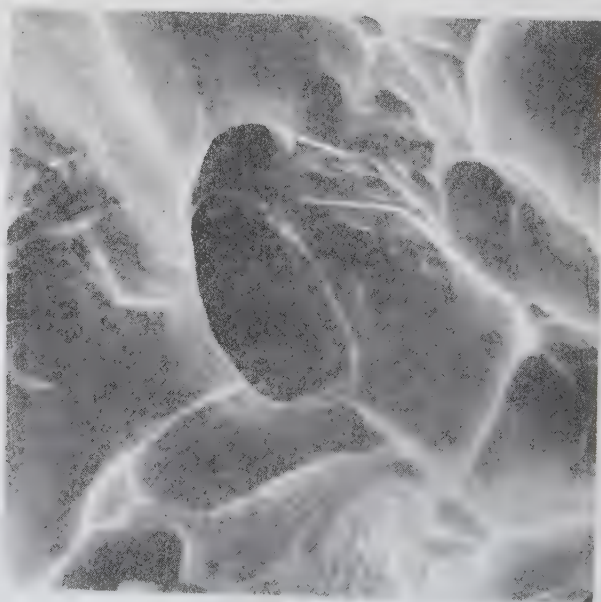
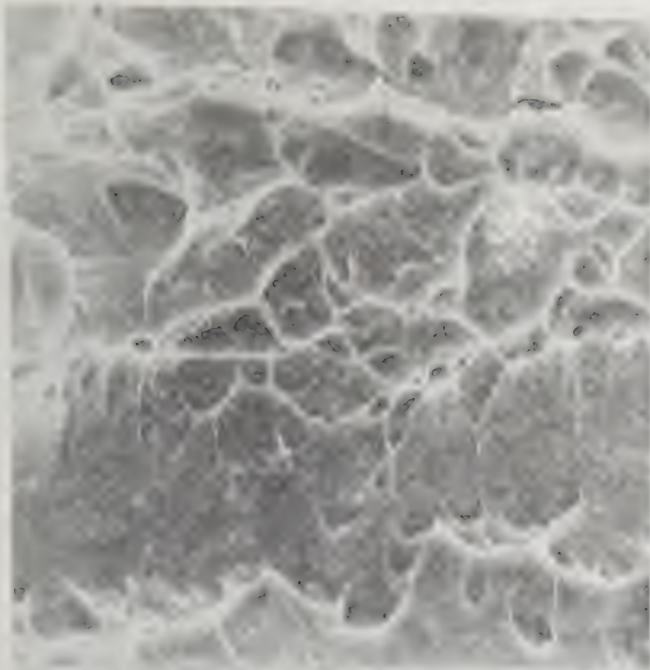


Fig. 97



M_i : $\begin{matrix} 1 & 2 \\ 3 & 4 \\ & 5 \end{matrix}$ x 1000

Fig. 98



- Zone affectée thermiquement :

phase α'

$$a = 2,923$$

$$c = 4,632$$

$$\frac{c}{a} = 1,585$$

- Cordon de soudure :

phase α'

$$a = 2,923$$

$$c = 4,632$$

$$\frac{c}{a} = 1,585$$

b) Pour l'échantillon traité "cycle B4" :

- Métal de base :

phase β

$$a\beta = 3,213$$

phase α'

$$a = 2,922$$

$$c = 4,662$$

$$\frac{c}{a} = 1,595$$

- Zone affectée thermiquement :

phase α'

$$a = 2,923$$

$$c = 4,647$$

$$\frac{c}{a} = 1,590$$

- Cordon de soudure :

phase β

$$a\beta = 3,212$$

phase α'

$$a = 2,922$$

$$c = 4,662$$

$$\frac{c}{a} = 1,595$$

c) Pour l'échantillon traité "cycle B5" :

- Métal de base :

phase β

$$a\beta = 3,220 \text{ \AA}$$

phase α'

$$a = 2,925 \text{ \AA}$$

$$c = 4,662 \text{ \AA}$$

$$\frac{c}{a} = 1,594$$

- Zone affectée thermiquement :

phase β

$$a\beta = 3,223 \text{ \AA}$$

phase α'

$$a = 2,926 \text{ \AA}$$

$$c = 4,632 \text{ \AA}$$

$$\frac{c}{a} = 1,583$$

- Cordon de soudure :

phase β

$$a\beta = 3,239 \text{ \AA}$$

phase α'

$$a = 2,925 \text{ \AA}$$

$$c = 4,662 \text{ \AA}$$

$$\frac{c}{a} = 1,594$$

La diffraction de rayons X confirme les observations micrographiques par microscopies optique et électronique.

4,5 - TENUE DU JOINT SOUDE A LA CORROSION SOUS TENSION

L'action simultanée d'une contrainte et d'un milieu corrosif entraîne fréquemment l'affaiblissement ou la destruction des propriétés mécaniques de certains métaux et alliages, bien plus rapidement que l'effet d'une même corrosion agissant seule.

L'importance pratique de ce phénomène est considérable, car il limite les possibilités d'emploi des matériaux qui sont le plus souvent soumis en service à des contraintes aussi bien internes, d'origine thermique ou mécanique, qu'externes du fait des conditions de travail (contraintes appliquées et leurs modifications possibles sous l'effet de la corrosion).

Afin de tenir compte de tous les paramètres caractéristiques de la qualité des alliages, nous avons abordé le problème de la corrosion chimique des soudures sous contrainte.

4,51 - Conditions de travail

Le travail se borne à l'étude de la résistance à la corrosion sous contrainte en milieu de chlorure de sodium à 3 % et 5 % à température ambiante et à l'ébullition. Ce milieu a été choisi en raison de l'importance qu'il occupe dans l'industrie.

Les éprouvettes ont pour dimensions :

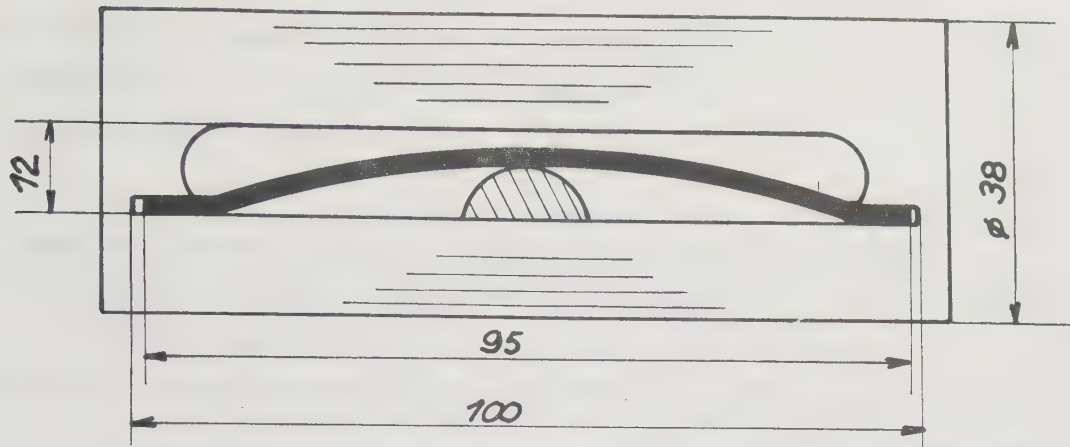
- Longueur $L = 100 \text{ mm}$
- largeur $l = 20 \text{ mm}$
- épaisseur $e = 2 \text{ mm}$

La contrainte est obtenue selon un montage à trois points d'appui :

- . Figure : 99 montage en "lucoflex" utilisé à la température ambiante.
- . Figure 87, photos 2 et 3 : montage en T-A6V et T-U2 même matière que l'éprouvette utilisée pour les essais à haute température à l'ébullition.

Toutes les précautions sont prises afin d'éviter l'existence de piles électrochimiques, la protection étant faite avec du téflon.

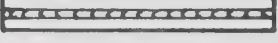
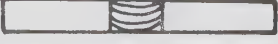
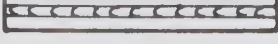
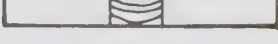
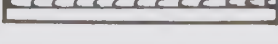
Fig. : 99 Montage des pièces en corrosion sous contrainte à l'ambiante



Le tableau 18 indique la disposition des pièces et leurs contraintes.

La durée des essais était de deux années pour les essais à la température ambiante et une année et 6 mois pour les essais à la température d'ébullition.

Le tableau 18 indique la disposition des pièces et leurs contraintes.

	Concentration en Na Cl	Tension hbar	Disposition du cordon de soudure par rapport à l'axe
T-U2	3 %	45	endroit 
	3 %		envers 
	5 %	46	envers 
	5 %	45	métal de base
T-A6V	5 %	55	endroit 
	3 %	55	métal de base
	3 %	60	endroit 
	3 %		envers 
	5 %	60	endroit 
	5 %		envers 

4,52 - Résultats

Aucune trace de corrosion chimique même à l'ébullition n'a été constatée. Le poids des éprouvettes est resté inchangé ainsi que leur aspect blanc métallisé. Il apparaît donc que l'existence des contraintes n'influe pas sur le pouvoir autopassivant du titane dans le milieu Na Cl, même à l'ébullition.

A côté de cette corrosion sous contrainte "vraie" que nous venons d'étudier, on a mis récemment en évidence un affaiblissement de la résistance à la propagation des criques de certains alliages de titane dans des milieux où il s'était avéré qu'ils étaient insensibles aux corrosions sous toutes les formes [40].

Nous avons commencé une recherche sur la tenue des joints soudés en T-A6V préfiissurés à la corrosion sous tension.

5 - CONCLUSIONS GENERALES -

Au cours de ce travail, nous avons tenté de contribuer à l'acquisition d'une meilleure connaissance des propriétés mécaniques des joints soudés en titane T 40 et ses alliages T-U2 et T-A6V.

Pour le titane commercialement pur (T 40), nos essais ont confirmé sa bonne soudabilité.

Pour l'alliage T-U2, nos essais confirment sa bonne soudabilité avec tout au moins une légère baisse de ductilité, 10 % de moins que celle du métal de base. Un traitement thermique de recuit 1 h à 790°C permet l'amélioration de la ductilité de 20 %, par rapport au brut de soudage mais avec une chute de 10 % de la résistance à la traction et de la limite élastique ; de plus un autre traitement de vieillissement améliore de 20 % la résistance à la traction et la limite élastique avec une légère chute de ductilité de 10 %.

Pour le T-A6V, nous avons constaté une baisse de ductilité en vertu du phénomène de "l'hérédité structurale" de surchauffe auquel est sujet cet alliage. L'allongement en traction du joint soudé n'est que de 3 % contre 12 % pour le métal de base.

Les traitements thermiques classiques : recuit, trempe et trempe revenu, n'améliorent que légèrement l'allongement en traction 6 %.

L'étude systématique des traitements thermiques du T-A6V nous a conduits à la fragmentation des grains à grande hérédité de surchauffe, en phase β (cas de la zone fondue d'une part et de la zone affectée thermiquement d'autre part). Ce qui explique la très nette amélioration de la ductilité du joint soudé, 14 % d'allongement en traction pour le "cycle B5" contre 12 % pour le métal de base non traité (à l'état de livraison : "recuit")

Il est à noter que le même traitement appliqué à ce métal de base donne 17 % d'allongement.

Enfin, n'ayant pas constaté de trace de corrosion chimique même à l'ébullition en milieu salin 3 et 5 % de chlorure de sodium, nous avons commencé une recherche sur la tenue des joints soudés en T-A6V, préfixés à la corrosion sous tension.

BIBLIOGRAPHIE

- | 1 | W.L. FINLAY and J.A. SHYDER
Effects of three interstitial solutes (oxygen, nitrogen and carbon)
Transactions AIME vol. 188 Féb. 1950
Journal of Metals - 277-286
- | 2 | JAFFEE R.I., OGDEN H.R. and MAY KUTH D.J.
Alloys of titanium with carbon, oxygen, and nitrogen
Transaction AIME, vol. 188, October 1950
Journal of Metals - 1261 - 1266
- | 3 | MARTIN D.C.
Effects of carbon, oxygen and nitrogen on welds in titanium
Welding Research Supplément, March 1953, 139 - 154
- | 4 | BARRETT J.C., LANE I.R., and HUBER R.W.
Welding Research Supplement, june 1953, 283 - 291
Effect of atmospheric contaminants on arc welds in Ti
- | 5 | BARRETT J.C., and LANE I.R.
Welding Research Supplement, March 1954 - 121 - 128
Effect of atmospheric contaminants on arc welds in titanium
- | 6 | DALEY D.M., and HARTBOWER C.E.
Notch Toughness of Weld Deposits in commercial Titanium alloys
Welding Research Supplement, Sept. 1956 - 447 - 456
- | 7 | HULL W.G., F.I.M., C.G.I.A. A.M. inst. W
Fusion Welding of Titanium and its alloys
January 1961 - 24 p. Welding and Metal Fabrication
- | 8 | SYRE R. et MOLINIER
Le titane et ses alliages, oct. 1968
- | 9 | Mc QUILLAN A.D. and Mc QUILLAN M.K.
"Titanium" Butterworths Scientifics Publications
1956, p.119
- | 10 | JAMES B., JOHNSTON H.
Effects of oxygen and nitrogen in welding titanium alloys
Welding Research Supplement - 1954 - vol. 33
August., p. 414
- | 11 | BORLAND J.C., HULL W.G.
Properties of fusion welds in unalloyed titanium and Ti
5 % Al - 2,5 % Sn
Alloy sheel
Welding Research (British wel. journal)
August 1958 - Tome 8 - PP. 374 - 380
- | 12 | MEREDITH H.L., HANDOVA C.W.
Titanium alloy weldability and correlated metallurgy
Welding journal, July 1955, pp. 657 - 672

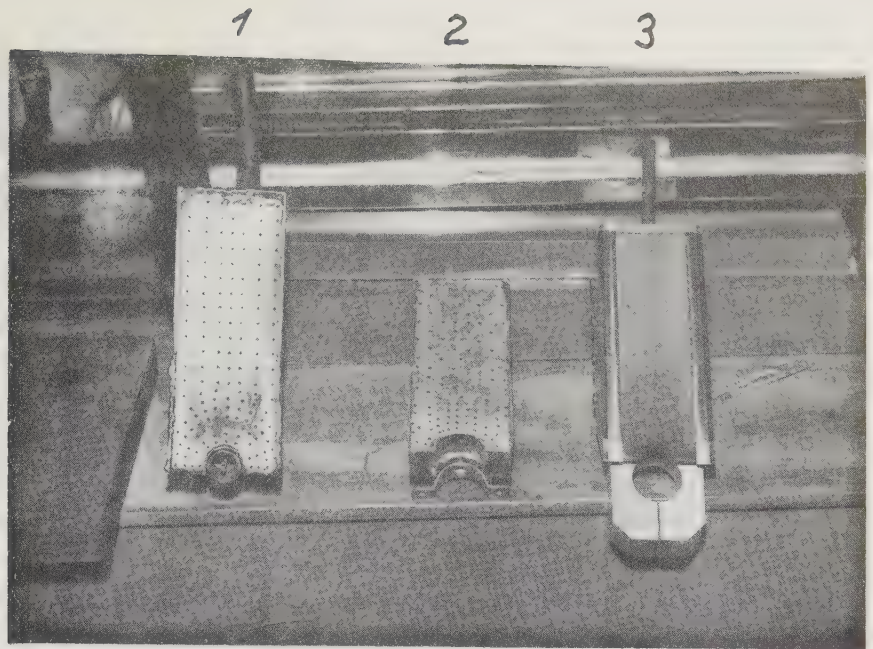
- [13] Investigation of the mechanical properties of metal - Arc - Welded
Ti 6 % Al - 4 % V
DALEY D.M., HARTBOWER C.E.
Welding Research Supplement, April 1957, pp. 185 - 191
- [14] MEYER H.M. et ROSTOKER W.
Effects of alloying elements on the weldability of titanium sheet
Welding Research Supplement, April 1954, pp. 173 - 186
- [15] FAULKNER G.E., GRABLE G.B. VOLDRICH C.B.
The effect of alloying elements on welds in titanium
Welding Research Supplement, October 1953, pp. 481 - 497
- [16] FAULKNER G.E.
The effect of alloying elements on welds in titanium part II
Welding Research Supplement, June 1955, pp. 295 - 312
- [17] MEYER H.M.
Weldments in the titanium - manganese sheet alloy RC 130 A
Welding Research Supplement, August 1954, pp. 417 - 421
- [18] HARTBOWER C.E., ORNER G.M., and DALEY D.M.
Feasibility of titanium for welded missiles
Supplement to the welding journal - sept. 1959, p. 345
- [19] JOHNSTON J.H.
Effects of O₂ and N₂ in welding titanium alloys
Welding Research Supplement - August 1954 - pp. 414 - 416
- [20] LACHENAUD R.
Le soudage du titane
Soudage et technique connexe, 1960
- [21] LANGFORD G.J.
Plasma Arc Welding of Titanium
Welding journal 1966, pp. 811-812 et 815-821
- [22] LANGFORD G.J.
Plasma Arc Welding of Structural Titanium Joints
Welding Journal February 1968, pp. 102 - 113
- [23] PRATT et WHITNEY
Torch cutting contours titanium stockfast
Material Engineering (U.S.A.) July 1968, p. 68
- [24] HOKANSON and METER
Electron Beam Welding of Aircraft materials
Welding Journal 1962 - n° 11 - pp. 999 - 1008
- [25] GERBEAU
Ingénieur chef de service à l'institut de soudure
(Le soudage du titane)
- [26] WITT R.H.
E.B. Welding Titanium
Welding Engineer (U.S.A.) 1970 p 66 - 71

- [27] Ch. B. JORDAN, P. DUWEZ
transactions of the A.S.M. 1956, 48, 780
J.J. RANSCH, F.A. CROSSLEY, H.D. KESSLER
Journal of Metals Trans. AIME 1956, 211
- [28] BREME et ZWICKER
Metall. Juin 1969 Heft 6, pp. 560 - 563
Influence d'une déformation et d'un vieillissement sur les propriétés
mécaniques et sur le fluage du T.A. 6 V
- [29] F. LE MAITRE
Etude des transformations en refroidissement continu de l'alliage de
titane T.A. 6 V
Memoires scient. de la Rev. de Mét.
n° 9 1970 pp. 563 - 574
- [30] R. LIGNON
Etude Métallurgique de l'alliage de titane TA 6 V
La recherche Aérospatiale n° 111 1966 - Mars - Avril
- [31] SERAPHIN et CASTRO
Traitements thermiques du titane et de ses alliages
La technique moderne Février 1966, pp. 73.81
- [32] A. SAULNIER
Influence de la vitesse de trempe sur la structure de l'alliage T.A. 6 V
Rév. de Métal n° 3 - 1959, p. 205 - 214
- [33] SAULNIER et SYRE
Structure et traitement thermique de l'alliage T.A. 6 V forgé
Rév. Aluminium 243 (1957) pp. 505 - 514
- [34] CASTRO et SERAPHIN
Contribution à l'étude metallographique et structurale de l'alliage
de titane T.A. 6 V
Mémoire Scient. Rév. Métal n° 12 1966 pp 1025 - 1058
- [34]^{bis} HADJ SASSI LEHR
Caractéristiques microstructurales du T.A. 6 V en fonction des traitements
thermomécaniques en $\alpha - \beta$
Mémoires Scientifiques Rév. Métal n° 2 1974
- [35] CASTRO - SERAPHIN
Mémoires Scientifiques Rév. Métal n° 1 1974
- [36] S.J. WISKEL, YOUDELIS et PARR
Alpha - Beta transformation in titanium
Trans. AIME 215 (octobre 1959) 875) 876
- [37] BIBBY et PARR
The $\beta \rightarrow \alpha$ transformation in titanium
J. Inst. Metals, 92,10 (1964), 341
- [38] SERAPHIN
Réponse des alliages de titane aux traitements thermiques
Mémoires Scient. Rév. Métal n° 4, 1965 p. 291
- [39] J. BERNARD
Conceptions sur l'oxydation de métaux
3ème colloque annuel de Métallurgie - Corrosion

- [41] PETERSON, BROWN, NEWBEGIR et GROOVER
"Stress corrosion cracking of high strength steel and titanium alloys
in chloride solutions at ambient temperature"
22nd conférence NACE, Miami Beach, Florida april 18 - 22, 1966
corrosion (NACE) 142 - 148 may

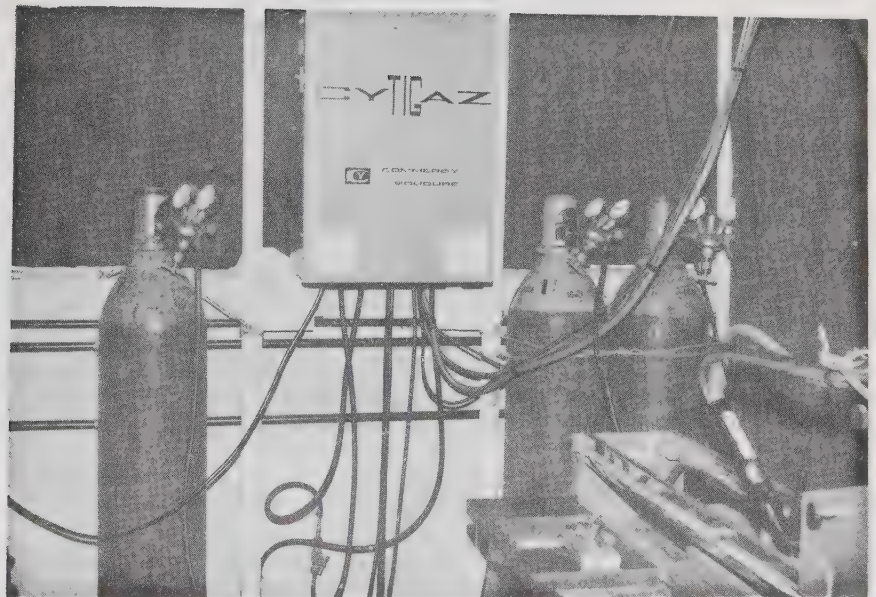
Annexe 1

Photo 1



Vue de dessous des trainards
1 et 2 . En fer blanc percé
3 . En bronze poreux

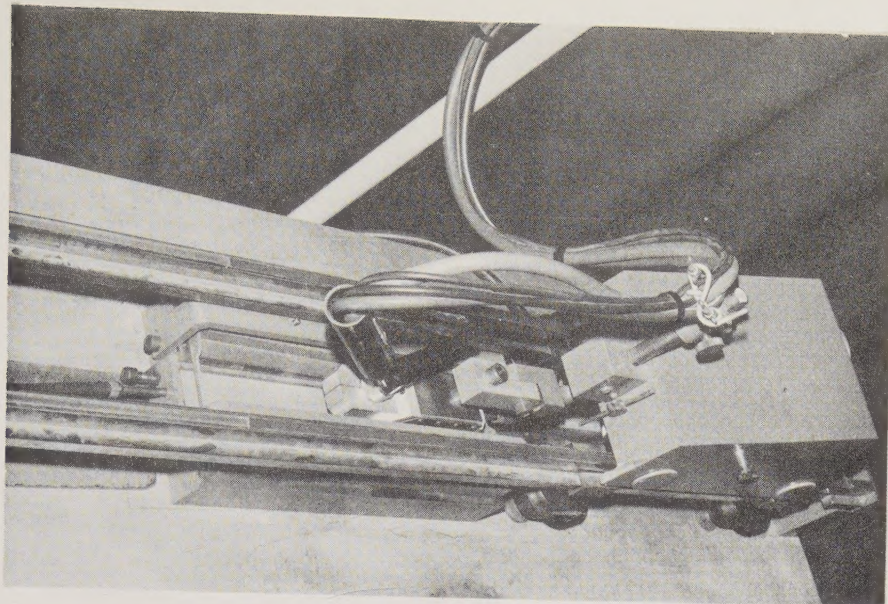
Photo 2



Vue d'ensemble
des appareils de soudage

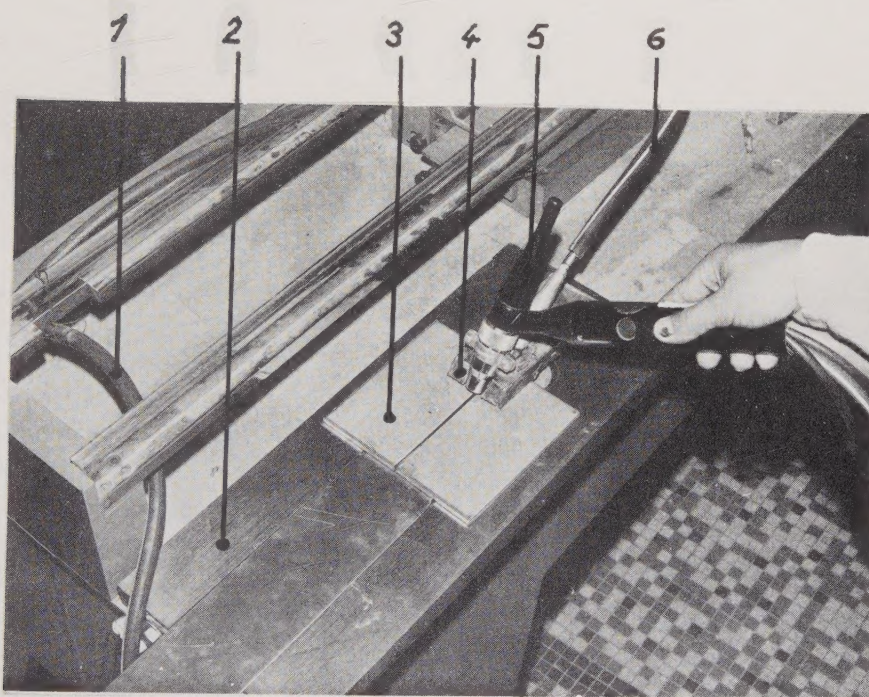
Annexe 2

Photo 3



Système de soudage
automatique

Photo 4



Système de soudage manuel

1. Arrivée d'argon (protection à l'envers)
2. Support
3. Pièces à souder
4. Trainard
5. Torche de soudage
6. Arrivée d'argon pour trainard (protection à l'endroit)

